

VŠB – Technická univerzita Ostrava

Fakulta Strojní

Katedra mechanické technologie

Kvalifikace tupého svarového spoje na oceli P92, svařeného metodou TIG

Qualification of Butt Weld Joint in Steel P92, Welded by TIG

Student:

Bc. Ondřej Kašpar

Vedoucí diplomové práce:

doc. Ing. Petr Mohyla, Ph.D.

Ostrava 2015

Zadání diplomové práce

Student: **Bc. Ondřej Kašpar**
Studijní program: **N2301 Strojní inženýrství**
Studijní obor: **2303T002 Strojírenská technologie**
Specializace: **20 Strojírenská technologie**
Téma: **Kvalifikace tupého svarového spoje na oceli P92, svařeného metodou TIG**
Qualification of Butt Weld Joint in Steel P92, Welded by TIG

Zásady pro vypracování:

1. Zpracujte studii 9-12%Cr žárovevých ocelí se zaměřením na ocel P92 a její svařitelnost
2. Zpracujte problematiku kvalifikace svarových spojů dle norem ČSN EN ISO 15614
3. Proveďte zkušební svarové spoje na deskách o tloušťce 8 mm metodou 141
4. Proveďte destruktivní a nedestruktivní zkoušky svarových spojů
5. Vypracujte návrh WPQR
6. Vyhodnoťte dosažené výsledky a vyslovte závěry

Seznam doporučené odborné literatury:

Kolektiv autorů. *Materiály a jejich svařitelnost*. Skripta pro výuku svářečských inženýrů a technologů, ZEROSS Ostrava, leden 2001
Kolektiv autorů. *Technologie svařování a zařízení*. Skripta pro výuku svářečských inženýrů a technologů. Ostrava: ZEROSS, 2001. 395 s. ISBN 80-85771-81-0
KOUKAL, J., ZMYDLENÝ, T. *Svařování I*. skripta VŠB – TUO, Ostrava, 2005, ISBN 80-248-0870-6
ČSN EN ISO 15614-1 Stanovení a kvalifikace postupů svařování kovových materiálů – Zkouška postupu svařování – Část 1: Obloukové a plamenové svařování oceli a obloukové svařování niklu a slitin niklu. ČNI, květen 2005


Formální náležitosti a rozsah diplomové práce stanoví pokyny pro vypracování zveřejněné na webových stránkách fakulty.


Vedoucí diplomové práce: **doc. Ing. Petr Mohyla, Ph.D.**

Datum zadání: 12.12.2014

Datum odevzdání: 18.05.2015



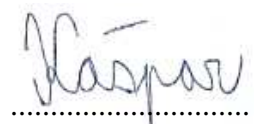

doc. Ing. Petr Mohyla, Ph.D.
vedoucí katedry


doc. Ing. Ivo Hlavatý, Ph.D.
děkan fakulty

Místopřísežné prohlášení studenta

Prohlašuji, že jsem celou diplomovou práci včetně příloh vypracoval samostatně pod vedením vedoucího diplomové práce a uvedl jsem všechny použité podklady a literaturu.

V Ostravě 18.5.2015

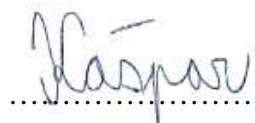
A handwritten signature in blue ink, appearing to read 'Kasper', written over a horizontal dotted line.

podpis studenta

Prohlašuji, že

- jsem byl seznámen s tím, že na moji diplomovou práci se plně vztahuje zákon č.121/2000 Sb., autorský zákon, zejména § 35 – užití díla v rámci občanských a náboženských obřadů, v rámci školních představení a užití díla školního a § 60 – školní dílo.
- беру на ве́домии, že Vysoká škola báňská - Technická univerzita Ostrava (dále jen „VŠB-TUO“) má právo nevýdělečně ke své vnitřní potřebě diplomovou práci užít (§ 35 odst. 3).
- souhlasím s tím, že diplomová práce bude v elektronické podobě uložena v Ústřední knihovně VŠB-TUO k nahlédnutí a jeden výtisk bude uložen u vedoucího diplomové práce. Souhlasím s tím, že údaje o kvalifikační práci budou zveřejněny v informačním systému VŠB-TUO.
- bylo sjednáno, že s VŠB-TUO, v případě v zájmu z jiné strany, uzavřu licenční smlouvu s oprávněním užít dílo v rozsahu § 12 odst. 4 autorského zákona.
- bylo sjednáno, že užít své dílo – diplomovou práci nebo poskytnout licenci k jejímu využití mohu jen se souhlasem VŠB-TUO, která je oprávněna v takovém případě ode mne požadovat přiměřený příspěvek na úhradu nákladů, které byly VŠB-TUO na vytvoření díla vynaloženy (až do jejich skutečné výše).
- беру на ве́домии, že odevzdáním své práce souhlasím se zveřejněním své práce podle zákona č. 111/1998 Sb., o vysokých školách a o změně a doplnění dalších zákonů (zákon o vysokých školách), ve znění pozdějších předpisů, bez ohledu na výsledek její obhajoby.

V Ostravě 18.5.2015



.....
podpis

Jméno a příjmení autora práce:

Bc. Ondřej Kašpar

Adresa trvalého pobytu autora práce:

Podžďáří 323, 78963 Ruda nad Moravou

ANOTACE DIPLOMOVÉ PRÁCE

KAŠPAR, O. *Kvalifikace tupého svarového spoje na oceli P92, svařeného metodou TIG : diplomová práce*. Ostrava: VŠB – Technická univerzita Ostrava, Fakulta strojní, Katedra mechanické technologie, 2015, 93 s. Vedoucí práce: doc. Ing. Petr Mohyla, Ph.D.

Hlavním účelem zpracování této diplomové práce bylo experimentálně ověřit, jaký bude vliv různých režimů tepelného zpracování na výsledné mechanické vlastnosti zkušebních desek tloušťky 8 mm z oceli P92, které byly svařeny metodou TIG. Experimentální část práce je zaměřena na zhotovení tupých svarových spojů na zkušebních deskách. Na všechny zkušební desky byl po svařování aplikován odlišný režim tepelného zpracování. Provedly se nedestruktivní i destruktivní kontroly zkušebních desek s jejich následným vyhodnocením. Důležitou podmínkou zadání této práce bylo také vypracování návrhu WPQR, který je součástí příloh diplomové práce. V závěru diplomové práce jsou vyhodnoceny dosažené výsledky a určeny nejvýhodnější varianty.

ANOTATION OF MASTER THESIS

KAŠPAR, O. *Qualification of Butt Weld Joint in Steel P92, Welded by TIG: Master Thesis*. Ostrava : VŠB – Technical University of Ostrava, Faculty of Mechanical Engineering, Department of Mechanical Technology, 2015, 93 p. Thesis head: doc. Ing. Petr Mohyla, Ph.D.

The main purpose of processing this master thesis was to experimentally verify, what will be the effect of various regimes of heat treatment on mechanical properties of 8 mm thick test sheets of steel P92, which have been welded with TIG. Experimental part of thesis is focused on construction of butt welded joints on the test sheets. At all test sheets after welding was applied a different regime of heat treatment. Carried out non destructive and destructive control of test sheets with their subsequent evaluation. The important condition for the award of this work was also preparing a draft WPQR, which is included of Annexes of the master thesis. In conclusion of the master thesis are evaluated the achieved results and determined the best options.

OBSAH

SEZNAM POUŽITÉHO ZNAČENÍ A SYMBOLŮ.....	4
ÚVOD.....	6
1 ÚVOD DO ŽÁRUPEVNÝCH OCELÍ.....	7
2 CHARAKTERISTIKA 9 - 12 % CHROMOVÝCH OCELÍ SE ZAMĚŘENÍM NA OCEL P92.....	9
2.1 Rozvoj martenzitických (9 - 12)% chromových modifikovaných ocelí	9
2.2 Vliv legujících prvků na konstituci modifikovaných 9 – 12% Cr ocelí.....	11
2.3 Popis základních vlastností modifikovaných 9 – 12% Cr ocelí	15
2.4 Odolnost vůči korozi za zvýšených teplot 9 – 12% Cr ocelí	17
3 STRUKTURA 9 – 12 % CHROMOVÝCH OCELÍ.....	19
3.1 Ferit delta (δ).....	19
3.2 Karbidy $M_{23}C_6$	19
3.3 Fáze MX a M_2X	20
3.4 Lavesova fáze	21
3.5 Fáze - Z	22
4 TEPELNÉ ZPRACOVÁNÍ MODIFIKOVANÝCH CHROMOVÝCH OCELÍ SE ZAMĚŘENÍM NA OCEL P92.....	23
5 SVAŘITELNOST MODIFIKOVANÝCH 9-12% CHROMOVÝCH OCELÍ SE ZAMĚŘENÍM NA OCEL P92	24
5.1 Definice a svařování oceli P92.....	24
6 VLIV TEPELNÉHO ZPRACOVÁNÍ NA MIKROSTRUKTURU A MECHANICKÉ VLASTNOSTI OCELI P92.....	26
7 PROBLEMATIKA KVALIFIKACE SVAROVÝCH SPOJŮ DLE NORMY ČSN EN ISO 15614 - 1	32
7.1 Zkouška postupu svařování a zkušební kusy	33
7.2 Kontrola a zkoušení zkušebních vzorků	34
7.2.1 Rozsah zkoušení	34
7.2.2 Umístění a odběr zkušebních vzorků	35
7.3 Nedestruktivní zkoušky	35
7.4 Destruktivní zkoušky	35
7.4.1 Příčná zkouška tahem	35
7.4.2 Zkouška rázem v ohybu	36
7.4.3 Zkouška tvrdosti	36
7.5 Rozsah kvalifikace	37
7.6 Protokol o kvalifikaci postupu svařování (WPQR)	37

8 EXPERIMENTÁLNÍ ČÁST DIPLOMOVÉ PRÁCE	38
8.1 Provedení zkušebních svarových spojů na deskách o tloušťce 8 mm svařených metodou 141.....	38
8.1.1 Základní informace o svařovaném materiálu	38
8.1.2 Přídavný materiál	39
8.1.3 Úprava svarových ploch	40
8.1.4 Zhotovení zkušebních tupých svarových spojů pomocí metody 141	40
8.2 Tepelné zpracování zkušebních desek z oceli P92	41
8.3 Nedestruktivní zkoušky zkušebních desek	43
8.3.1 Kapilární zkouška (PT)	43
8.3.2 Zkouška prozářením (RT)	44
8.4 Destruktivní zkoušky zkušebních desek	45
8.4.1 Příčná zkouška tahem	45
8.4.1.1 Vyhodnocení příčné zkoušky tahem	47
8.4.2 Zkouška rázem v ohybu	47
8.4.2.1 Vyhodnocení zkoušek rázem v ohybu	51
8.4.3 Zkouška tvrdosti	52
8.4.3.1 Vyhodnocení zkoušek tvrdosti	56
8.5 Kontrola makrostruktury	57
8.6 Kontrola mikrostruktury	59
8.6.1 Mikrostruktura vzorku 730/3/3	60
8.6.2 Mikrostruktura vzorku 760/1/1	63
8.6.3 Vyhodnocení mikrostruktury	66
9 SROVNÁNÍ DOSAŽENÝCH VÝSLEDKŮ S VÝSLEDKY PŘEDEŠLÝCH EXPERIMENTŮ	67
9.1 Srovnání výsledků příčné zkoušky tahem	67
9.2 Srovnání výsledků zkoušky rázem v ohybu	69
9.3 Srovnání výsledků zkoušky tvrdosti	73
10 DISKUZE DOSAŽENÝCH VÝSLEDKŮ.....	79
11 ZÁVĚR	81
12 SEZNAM LITERÁRNÍCH ZDROJŮ	84
13 SEZNAM OBRÁZKŮ	88
14 SEZNAM TABULEK	90
15 SEZNAM GRAFŮ	91
16 SEZNAM PŘÍLOH	93

SEZNAM POUŽITÉHO ZNAČENÍ A SYMBOLŮ

Značka	Popis	Jednotka
A ₅	<i>tažnost</i>	[%]
ARA	<i>anizotermický rozpad austenitu</i>	[-]
ASTM	<i>Americká společnost pro testování a materiály</i>	[-]
A _{c1}	<i>teplota počátku austenitické přeměny při ohřevu</i>	[°C]
A _{c3}	<i>teplota konce austenitické přeměny při ohřevu</i>	[°C]
ČSN	<i>Česká státní norma</i>	[-]
EN	<i>Evropská norma</i>	[-]
HV10	<i>tvrdost dle Vickerse při zatížení 98,07 N</i>	[-]
HB	<i>tvrdost dle Brinella</i>	[-]
ISO	<i>mezinárodní norma</i>	[-]
J	<i>faktor J</i>	[%]
K ₂ O	<i>oxid draselný</i>	[-]
KV ₂	<i>nárazová práce pro zkušební tyč s V vrubem 2 mm</i>	[J]
KV	<i>nárazová práce</i>	[J]
MAG	<i>obloukové svařování tavící se elektrodou v aktivním plynu</i>	[-]
MIG	<i>obloukové svařování tavící se elektrodou v inertním plynu</i>	[-]
Mo _{ekv}	<i>ekvivalent molybdenu</i>	[hm. %]
M _f	<i>teplota martenzit finish</i>	[°C]
M _s	<i>teplota martenzit start</i>	[°C]
N _{AIN / 600 °C}	<i>obsah N, který je vázán na AlN za teploty 600 °C</i>	[hm. %]
N _{ss / 1050 °C}	<i>obsah N v tuhém roztoku po rozpouštěcím žhání za teploty 1050 °C</i>	[hm. %]
RT	<i>pokojová teplota (20 °C)</i>	[°C]

R_m	<i>mez pevnosti v tahu</i>	[MPa]
R_{mT}	<i>mez pevnosti při tečení</i>	[MPa]
$R_{mT/10^5 \text{ h}/600}$	<i>mez pevnosti při tečení za dobu 10^5 h při teplotě zkoušení 600 °C</i>	[MPa]
$R_{p 0,2 \text{ min}}$	<i>smluvní mez kluzu</i>	[MPa]
SK	<i>svarový kov</i>	[-]
TIG	<i>technologie svařování v inertním plynu wolframovou elektrodou</i>	[-]
TOO	<i>teplem ovlivněná oblast svarového spoje</i>	[-]
TZ	<i>tepelné zpracování</i>	[-]
T_{aust}	<i>teplota austenitizace</i>	[°C]
$T_{\text{popouš}}$	<i>teplota popouštění</i>	[°C]
USC	<i>ultra super kritické parametry páry</i>	[-]
VHT	<i>vrub umístěný v teplem ovlivněné oblasti svarového spoje</i>	[-]
VWT	<i>vrub umístěný ve svarovém kovu svarového spoje</i>	[-]
WPQR	<i>protokol o kvalifikaci postupu svařování</i>	[-]
X	<i>faktor X</i>	[ppm]
Z	<i>kontrakce</i>	[%]
ZM	<i>základní materiál</i>	[-]
hm.	<i>hmotnostní koncentrace</i>	[%]
σ_o	<i>počáteční napětí</i>	[MPa]
σ_R	<i>zbytkové napětí</i>	[MPa]
σ_{TPt}	<i>mez pevnosti při tečení v tahu</i>	[MPa]
σ_{Tt}	<i>mez tečení v tahu</i>	[MPa]
δ	<i>fáze δ</i>	[-]
γ	<i>fáze γ</i>	[-]

ÚVOD

Současná věda a výzkum v oblasti energetického průmyslu stále poukazují na využití vhodných moderních žárupevných konstrukčních materiálů, které by mohli přinést nové aplikační možnosti s ohledem na snížení emisí a zvýšení účinnosti tepelných elektráren. Především tepelné elektrárny, které vyrábí elektrickou energii prostřednictvím páry, se již po několik let snaží zvýšit účinnost svých energetických jednotek za pomoci vhodných konstrukčních materiálů, které mohou například pracovat s ultra super kritickými parametry páry (USC). V minulosti používané běžné nízkolegované chromové oceli, které se využívaly v prostředí s kritickými parametry, již dnes nesplňují požadavky pro použití s USC parametry páry. Za ultra super kritické parametry páry se považují teploty páry nad 600 °C a tlaky nad 30 MPa. Jedněmi z konstrukčních materiálů, které mohou pracovat i za takovýchto nadkritických podmínek, jsou moderní modifikované žárupevné martenzitické oceli s obsahem 9 - 12% chromu, mezi jejichž představitele patří ocel P91 a P92.

Realizace samotných konstrukčních celků pracujících v extrémních parametrech páry vyžaduje mnoho svarových spojů. Nejen že se tyto konstrukce obtížně zhotovují, ale také svařují, z tohoto důvodu jsou jednou z nezbytných podmínek vyhovující svarové spoje. Hlavní částí mé diplomové práce bylo klasifikovat tupé svarové spoje zhotovené na martenzitické 9 % chromové oceli P92. Ocel P92 patří mezi nové modernější typy 9 % chromových žárupevných ocelí, jejíž svarové spoje jsou neustálé téma pro přední vědecké pracovníky. Jde o modifikaci starší oceli P91, kdy za hlavní modernizaci je považováno mírné dolegování wolframem.

V teoretické části práce je uvedeno bližší seznámení s 9 – 12 % chromovými žárupevnými ocelmi se zaměřením na ocel P92. Další část práce se zabývá základními potřebnými informacemi ohledně problematiky kvalifikace svarových spojů dle normy ČSN EN ISO 15614-1. Pro experiment byly použity zkušební desky o tloušťce 8 mm, jejichž svarové spoje se zhotovily technologií TIG. Každá z desek byla vystavena tepelnému zpracování po svařování s následným použitím destruktivních i nedestruktivních kontrol. Byly provedeny také makroskopické i mikroskopické kontroly. Pro jednu z vybraných zkušebních desek byl následně vypracován návrh WPQR. V závěrečné pasáži práce je uvedeno vyhodnocení celého experimentu, porovnání s předešlými výsledky autorů a určení nejvýhodnější varianty tepelného zpracování zkoušených svarových spojů.

1 ÚVOD DO ŽÁRUPEVNÝCH OCELÍ

Žárupevné oceli charakterizujeme mezí pevnosti při tečení a mezí tečení:

- Mez pevnosti při tečení v tahu σ_{Tp} je definována, jako napětí, jehož trvalé působení za stálé teploty vyvolá za daný čas lom testovaného kusu. [1]
- Mez tečení v tahu σ_{Tt} je definována, jako napětí, jehož trvalé působení za stálé teploty vyvolá za daný čas trvalé poměrné prodloužení testovaného kusu. [1]

U komponent, které se používají pro práci za vysokých nebo zvýšených teplot a jsou také neustále zatěžovány bez změny jejich délky se tečením vytvářející se plastická deformace ϵ_{pl} nahrazuje postupně pružnou deformací ϵ_{el} . Tento proces je doprovázen tzv. relaxací. K relaxaci dochází, dojde - li poklesu napětí s časem při stálé deformaci. Jedním z důležitých pojmů je mez relaxace: [1]

- Mez relaxace je zbytkové (reziduální) napětí σ_R , na které pokleslo počáteční napětí σ_0 po určité době za dané teploty.

Žárupevné oceli musí vykazovat zaručeně vysoké hodnoty meze tečení a meze pevnosti při tečení. Jelikož tyto oceli mohou pracovat v podmínkách velmi agresivního prostředí je u nich také požadována vysoká odolnost proti korozi. [1]

Žárupevné oceli se používají převážně v oblasti energického průmyslu. Hlavní oblast použití těchto ocelí je například u turbokompresorů, parních turbín, armatur, zásobníků, rozvodů plynů a páry, USC bloků tepelných elektráren, kotlů, svorníků, ale také v kosmickém, chemickém, leteckém i vojenském průmyslu. Jsou schopny trvale odolávat vyšším i velmi vysokým teplotám, pracují v podmínkách tzv. creepového namáhání. Tečení se projevuje jako plastická deformace při působení dlouhodobého konstantního napětí. Prioritním požadavkem na tyto oceli je tedy zvládnutí dlouhodobých zatížení za vysokých teplot a tlaků a zároveň zachovat si za těchto podmínek dobré mechanické vlastnosti. Tyto oceli musí být také značně korozivzdorné, aby nedošlo k degradaci materiálu, což je vzhledem k použití nepřipustné. Koroze se projevuje tvorbou oxidických vrstev na povrchu, korozní zplodiny se mohou oddělovat od materiálu a způsobit tak při dlouhodobém provozu zařízení degradaci mechanických vlastností. [1]

Konstrukce a zařízení zhotovené ze žárupevných ocelí jsou se z hlediska svého uplatnění nejvíce svařované. Svarové spoje jsou náchylné na praskání za studena zapříčiněné vodíkem a na vytváření zakalených mikrostruktur, z uvedeného důvodu je zapotřebí věnovat značnou pozornost jejich svařitelnosti. V místě svarového spoje totiž dochází k značnému poklesu mechanických vlastností, musíme tedy zajistit vhodnou volbou technologie a tepelného zpracování dostatečné hodnoty mechanických vlastností. [1]

Rozdělení žárupevných ocelí

Použití žárupevných ocelí je podmíněno jejich rozsahu pracovních teplot, při kterých mohou bezpečně pracovat. Nejvýkonnější austenitické oceli zvládají teploty až 750°C.

Dělení dle chemického složení:

- nelegované uhlíkové oceli (použití od 300 do 450 °C)
- nízkolegované oceli (použití od 500 do 570°C)
- vysokolegované chromové oceli (použití od 625 do 650°C)
- vysokolegované austenitické oceli (použití do 700°C) [1]

Vysokolegované chromové žárupevné oceli

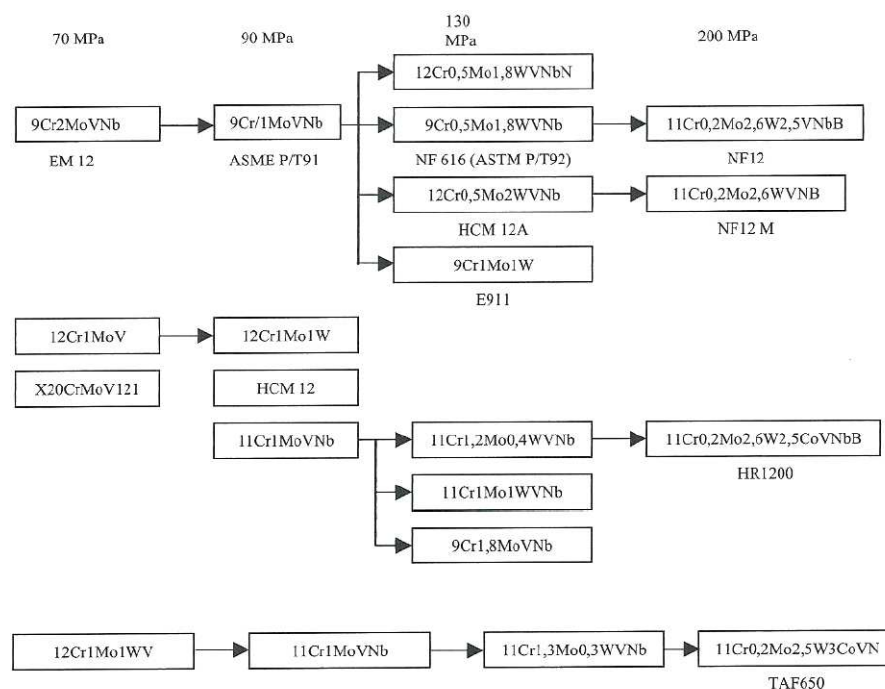
Vysokolegované chromové oceli mají velmi dobrou žáruvzdornost. Obsahy chromu v těchto ocelích se pohybují v rozmezí 9 až 12 %, z tohoto důvodu jsou také charakteristické dobrou odolností vůči korozi. Dominují schopností vnitřního tlumení za pracovních teplot např. u lopatek parních turbín. Mají nízký obsah C do 0,25 %. Jejich žárupevné vlastnosti zajišťují legující prvky W, Mo, V, Nb, Ti, N a B. Tyto legující prvky zpevňují tuhý roztok disperzními precipitáty a mají také pozitivní vliv na degradaci mechanických vlastností za vyšších nebo vysokých teplot. Hlavní tepelné zpracování prováděné na těchto ocelích je normalizační žíhání, kalení a popouštění. Kalí se za teplot 1050 °C do oleje nebo vody a popouštění se provádí při teplotách 700 až 750 °C. [1]

2 CHARAKTERISTIKA 9-12% CHROMOVÝCH OCELÍ SE ZAMĚŘENÍM NA OCEL P92

2.1 Rozvoj martenzitických (9 - 12%) chromových modifikovaných ocelí

Prvopočátky použití těchto ocelí spadají do období, kdy se začala rozvíjet tepelná energetika. V šedesátých letech minulého století došlo k pozastavení růstu výkonu energetických bloků do 1000 MW. Kvůli nepokračujícímu vývoji se maximální parametry u stavěných bloků o výkonech 360 a 500 MW udržovaly na teplotách 540 až 560 °C a tlacích okolo 18 MPa. S nároky na zvýšení parametrů vodní páry rostly také požadavky na účinnosti bloků tepelných elektráren. S ohledem na uvedené podmínky bylo zapotřebí nalézt řešení, která by zajistila ještě vyšší žarupevné vlastnosti těchto ocelí. Experimentální zjištění dalo informace o tom, že nejvýhodnější variantou je modifikace chemického složení. [2]

Hlavním krokem při zvýšení žarupevnosti oproti běžným nízkolegovaným ocelím typu X20CrMoV bylo snížení obsahu uhlíku, dolegování wolframu o množství 1-2 % a mikrolegurami niobu, bóru a dusíku. Velmi podstatným krokem při vývoji těchto ocelí bylo zlepšení svařitelnosti za pomoci snížení obsahu uhlíku. Schéma vývoje modifikovaných chromových ocelí je zobrazeno na **obr.1**. [2]

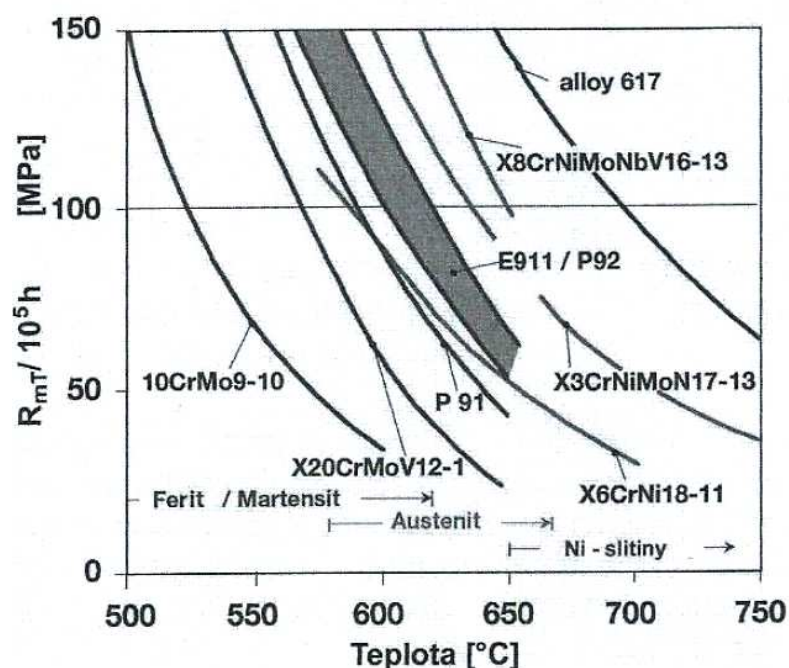


Obr. 1 - Schéma vývoje modifikovaných chromových ocelí [3, 4]

Vývoj modifikovaných 9 – 12 % chromových ocelí směřuje především ke splnění těchto potřeb:

- zlepšit svařitelnost
- zvýšit odolnost vůči zkřehnutí při dlouhodobému působení vysokých teplot
- zajistit dostatečnou tvažitelnost za tepla
- zajistit vyšší houževnatost a lomovou tažnost při tečení než jako tomu je u běžných CrMoV ocelí.
- vysoká oxidační odolnost v prostředí vodní páry.
- $R_{mT/10^5 h/600\text{ °C}} \geq 100\text{ MPa}$
- $R_{p\ 0,2min} = 600\text{ MPa}$ (oceli pro rotory) a $R_{p\ 0,2min} = 450\text{ MPa}$ (oceli pro tvářené polotovary a odlitky)
- prokalitelnost do $\varnothing 12000\text{ mm}$ a do $\varnothing 500\text{ mm}$ u odlitků
- zachovat dostatečné slévárenské vlastnosti [2]

Obrázek 2 zobrazuje oblasti teplotní použitelnosti a srovnání meze pevnosti jednotlivých typů používaných žárupevných ocelí, jako například běžných feritických, austenitických a modifikovaných martenzitických ocelí. [2]



Obr. 2 - Možné oblasti použitelnosti nových martenzitických ocelí [5]

2.2 Vliv legujících prvků na konstituci modifikovaných 9 – 12 % Cr ocelí

Uhlík

Uhlík obsažený ve struktuře vykazuje negativní i pozitivní charakter. Podporuje vznik martenzitické struktury, jeho vyšší obsahy mají za následek zvyšování tvrdosti martenzitu a díky tomu má velmi negativní vliv na svařitelnost. Vykonané experimenty objasnily, že uhlík má také vliv na creepové vlastnosti a to přesně na snížení pevnosti při tečení. Snížením obsahu uhlíku pod 0,1 %hm se snížila hodnota uhlíkového ekvivalentu 9 % chromových modifikovaných ocelí, tím se snížila i potřebná teplota přehřevu a svařitelnost těchto ocelí. Snížením obsahu uhlíku pod 0,05 % se ještě více zlepšila svařitelnost těchto ocelí, ale bohužel s následkem snížení hodnot pevnosti při tečení. Pro zlepšení vlastností v creepové oblasti se tyto oceli dolegovávají dusíkem. Přesněji, karbonitridy Nb a nitridy V, které vznikají při tepelném zpracování, zlepšují vlastnosti při namáhání v oblasti tečení. [2]

Dusík

Dusík působí velmi obdobně jako uhlík. Podporuje vznik nitridů a karbonitridů a tím umožňuje zvýšení pevnosti a žárupevnosti 9 % Cr ocelí. Velmi důležitým vlivem na žárupevnost má obsah volného dusíku N_{ss} . Volný dusík se neváže na Al, Ti, Nb, to podporuje vytváření nitridů vanadu, které zvyšují žárupevné vlastnosti. [2]

Nejzávažnějším nebezpečím je tvorba nitridů hliníku. Tyto nitridy mají nejvyšší stabilitu a nerozpouštějí se při běžných teplotách austenitizace. Jestliže byl v oceli zaznamenán zvýšený obsah hliníku, je zde brána v úvahu možnost, že se AlN mohou vytvořit i na úkor primárních Nb (C,N). Dle autorů práce [6] byl potvrzen negativní vliv hliníku a niobu na žárupevné vlastnosti materiálu. Celkový podíl dusíku zastoupeného v tuhém roztoku lze určit ze vztahu: [2]

$$N_{ss/600^{\circ}C} = N_{ss/1050^{\circ}C} - N_{AlN/600^{\circ}C} \quad (\text{hm. \%}) \quad (1)[2]$$

$N_{ss/1050^{\circ}C}$ - obsah N [hm. %] v tuhém roztoku po rozpouštěcím žhání za teploty 1050 °C

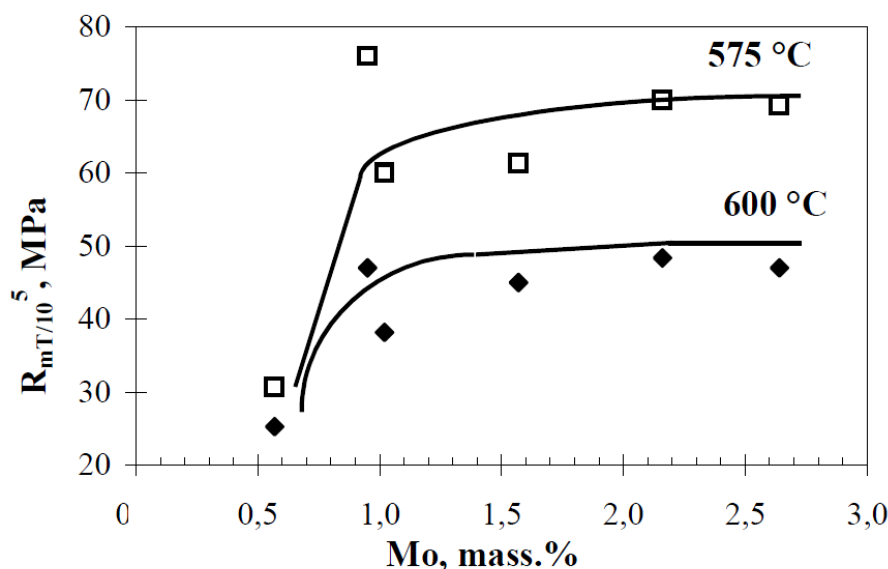
$N_{AlN/600^{\circ}C}$ - obsah N, který je vázán na AlN za teploty 600 °C

Chrom

Chrom je feritotvorný prvek, který zvyšuje prokalitelnost oceli, kdy pouze chlazení na vzduchu může mít za následek vytvoření martenzitické struktury. Společně s dalšími prvky zvyšuje také odolnost vůči popouštění. Chrom zvyšuje odolnost vůči korozi až do teploty 700 °C. Při popouštění tvoří karbidy, nejznámější z nich je karbid $M_{23}C_6$, který má největší vliv na zachování dostatečných mechanických vlastností. Chrom je charakteristický také dobrou otěruvzdorností a při vyšším obsahu působí odolně vůči tvorbě okují. Vyšší koncentrace chromu (nad 12 %) zapříčiňují tvorbu popouštěcí křehkosti při 475 °C. [2, 3]

Molybden

Molybden zpevňuje tuhý roztok při vyšších teplotách. Jde o feritotvorný prvek. Experimenty, které provedla ve své práci Jakobová [7] se prokázalo, že vyšší obsahy molybdenu nepřispívají na zvýšení creepové pevnosti. Zkouškami trvajících 10⁵ hodin vyšlo najevo, že pevnost při tečení byla zlepšena přidáním molybdenu pouze do 1 %. Jeho obsahy nad 1,6 % zapříčiňují po popuštění a normalizačním žhání výskyt nejen karbidů $M_{23}C_6$, ale i M_6C . Karbidy M_6C snižují pevnost při tečení pomocí rozpuštění MX částic a mají negativní vliv na snížení obsahu molybdenu a wolframu. Nedílným důvodem pro snížení obsahu molybdenu je také fakt, že zrychluje precipitaci Lavesovy fáze. V současnosti je rozmezí stability Lavesovy fáze do 500°C pro oceli s obsahem do 1 % Mo. [2]



Obr. 3 - Závislost creepové pevnosti na obsahu Mo v 9 % Cr ocelích [8]

Wolfram

Wolfram společně s molybdenem zpevňuje tuhý roztok při vyšších teplotách. Stejně jako molybden je feritotvorným prvkem a stabilizuje δ -ferit [9]. Experimenty věnované sledování struktury ocelí modifikovaných wolframem ukázaly, že wolfram na krátký čas zvyšuje pevnost při tečení. Nynější odborné práce však poukazují, že zvýšené obsahy wolframu a molybdenu zrychlují vytváření Lavesovy fáze a karbidů M_6C , které velmi rychle hrubnou, tím nastává odpevnění matrice. Pro stanovení maximálních hodnot obsahu wolframu a molybdenu se z hlediska jejich velmi podobných vlastností určil matematický vztah (rov. 2) založený na rozdílech v molární hmotnosti obou prvků: [2]

$$Mo_{ekv} = hm. \% Mo + 0,5(hm. \%) \quad (hm. \%) \quad (2)[2]$$

Vanad

Významně ovlivňuje u 9 % chromových ocelí jejich precipitační zpevnění. Precipitáty VN velmi dobře zabraňují pohybu dislokací. Obsah N v tuhém roztoku hraje značnou roli, protože na něm závisí celkový podíl precipitátů. Precipitáty obsahující niob a uhlík jsou nazývány, jako MX. Při vysokém obsahu dusíku se vylučují nitridy vanadu VN, které se mohou vylučovat i během teplotní expozice za 550 až 650 °C. Celkově lze konstatovat, že precipitáty VN zvyšují precipitační zpevnění a žárovevné vlastnosti. [2]

Nikl, kobalt, mangan

Nikl společně s mědí, manganem a kobaltem jsou austenitotvorné prvky, které rozšiřují oblast γ . V 9 – 12 % chromových žárupevných ocelích mohou být použity pro kompenzaci účinků feritotvorných prvků.

Nikl velmi silně rozšiřuje oblast γ . Jeho zvýšené obsahy mají vliv na pokles žárovevných vlastností. Přesněji na stabilitu karbidické fáze, z tohoto důvodu jsou jeho obsahy limitované na velmi nízkých hranicích. U 9 – 12 % chromových ocelí zvyšuje prokalitelnost. Přítomnost niklu má také za následek i zvýšení tvrdosti martenzitu. Snížením teploty M_s se potlačí vývin samopopuštěného martenzitu. [2]

Kobalt se nejdříve do 9 % chromových ocelí doletovával z důvodu snížení obsahu uhlíku. Kobalt zpevňuje tuhý roztok a tím zvyšuje tvrdost martenzitu. Zvyšuje také teplotu M_s . Z krátkodobých zkoušek tečení u ocelí obsahujících 1,5 hm.% kobaltu vyšlo najevo, že se přibližně o 30 MPa zvýšila jejich pevnost při tečení než u ocelí, které kobalt neobsahují. Nevýhodou kobaltu je jeho poměrně vysoká cena. [2]

Mangan je v 9 % chromových ocelích využíván, jako desoxidační prvek. V oceli P91 se jeho obsahy obvykle pohybují v rozmezí 0,5 – 0,6 hm. %. Mangan má také negativní vliv na snížení transformačních teplot, negativně působí na heterogenitu chemického složení. [10]

Niob

Jeho hlavní podstatou je snížení růstu austenitického zrna během výdrže na teplotách vyšších než teploty austenitizace při tepelném zpracování. Přispívají tomu nerozpuštěné precipitáty NbX, kde X představuje obsah dusíku a uhlíku. Nastane-li úplné rozpuštění částic NbX pomocí austenitizace při teplotách nad 1100°C, dochází k poklesu hodnot vrubové houževnatosti a k markantnímu nárůstu austenitického zrna. [10, 11, 12]

Hliník

Hliník rozšiřuje oblast γ . Přidává se do mnoha ocelí, jako desoxidační prvek. Z hlediska creepových vlastností vykazuje negativní charakter. Hlavní negativní působení hliníku na žárovevné vlastnosti těchto ocelí je v teplotách precipitace karbonitridů a nitridů v době jejich ochlazování z teplot likvidu. Zmíněné částice precipitují po době ochlazování především na hranicích γ zrn a značně ovlivňují mechanické vlastnosti při zvýšených i pokojových teplotách. Především u 9 – 12 % chromových ocelí jsou jeho vyšší obsahy nepřijatelné, protože dokáže až o 40 % snížit hodnotu meze pevnosti při creepu. [13, 14]

Bór

Jeho nižší obsahy podporují u 9 – 12 % chromových ocelí nejen žárovevné vlastnosti, ale mají také příznivý vliv na odolnost vůči zkřehnutí. Budeme-li chtít zvýšit mechanismus creepové pevnosti za pomoci regulace obsahu bóru, musíme počítat s tím, že výsledky nebudou jednoznačné. Bór segreguje na dislokacích a tím umožňuje precipitaci velmi jemných částic VN, které jsou pro creepové vlastnosti těchto ocelí mimořádně výhodné. [2, 10]

Křemík

Zpevňuje tuhý roztok. Jeho přítomnost má pozitivní vliv na odolnost vůči oxidaci u 9 -12 % Cr ocelí. Jednou z negativních vlastností křemíku je, že umožňuje vznik δ -feritu, který výrazně snižuje vrubovou houževnatost. Dalším negativním vlivem Si je, že s jeho vyššími obsahy se také zvyšuje pravděpodobnost vzniku Lavesovy fáze, která podstatně snižuje žárovevné vlastnosti 9 % chromových ocelí. Precipitace hrubé Lavesovy fáze má vliv na snížení hodnot vrubové houževnatosti. [15, 16]

Fosfor, Síra

Velmi důležitým faktorem u 9 % chromových ocelí je metalurgická čistota. Snažíme se u těchto ocelí držet obsahy P a S na co nejnižších hodnotách. Samotné hodnocení metalurgické čistoty lze vyjádřit dle matematického vztahu pomocí faktorů J a X takto:

$$J = (Mn + Si) \cdot (P + Sn) \cdot 10^4 \quad (\%) \quad (3)[2]$$

$$X = 10P + 5Sb + 4Sn + As/100 \quad (\text{ppm}) \quad (4)[2]$$

Rutinně je zapotřebí, aby faktor J byl pod 100 a X faktor nižší než 20. Z hlediska zachování optimálních plastických vlastností za běžných teplot i za teplot tečení je potřeba, aby obsah S byl max. 0,01 hm.% a obsah P byl max. 0,015 hm.%. Podstatněji na snížení plastických vlastností působí především zastoupení síry v oceli. [2, 17]

2.3 Popis základních vlastností modifikovaných 9 - 12% Cr ocelí**Technologické vlastnosti moderních ocelí s wolframem**

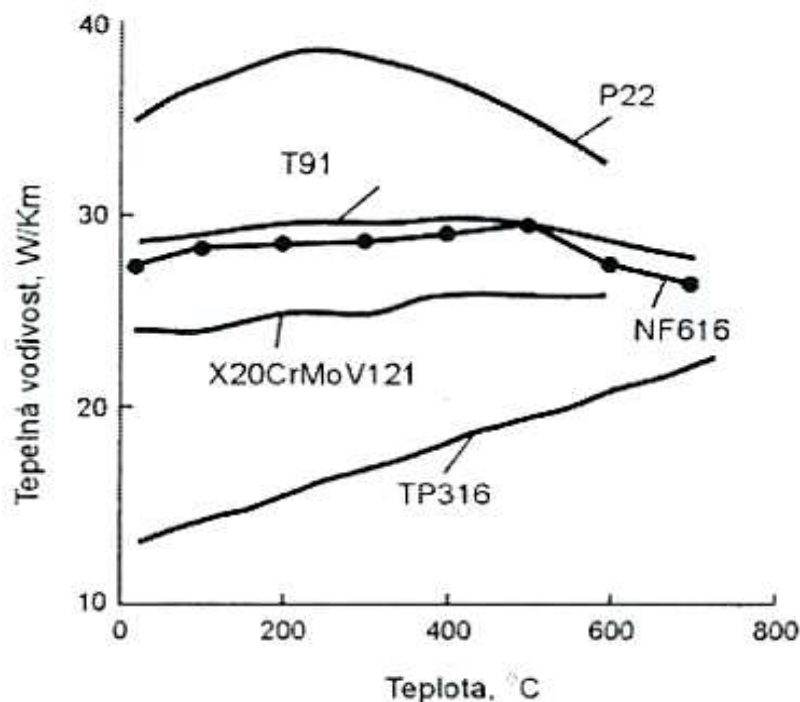
Mezi základní technologické operace při konstrukci zařízení pracujících za extrémních parametrů páry patří svařování a ohýbání. Provedené výzkumy prokázaly, že u nových modifikovaných ocelí s přísadou wolframu plastická deformace trubek nezpůsobuje zásadní problémy při dodržení specifických technologických doporučení. Nejlepších výsledků se dosáhlo, jak při ohybu za studena, tak za tepla, při použití vodícího trnu. Bylo prokázáno, že obsah feritu – δ má kladný vliv v procesu ohybu. Ohyby bez trnu jsou umožněny pouze zřídka pro trubky vnitřního průměru menší než 60 mm. [18]

Fyzikálně chemické vlastnosti 9 – 12 % Cr ocelí

Jelikož tyto oceli pracují za velmi přísných a náročných podmínek, musí mít také tomu odpovídající vlastnosti. Žáropevné oceli s obsahem 9 – 12 % chromu vykazují odolnost vůči oxidaci v prostředí vodní páry při teplotách do 600 °C. Nové oceli s přídavkem wolframu, jako je například ocel P92, jsou ještě více oxidačně odolné a můžeme je použít i za teplot nad 600 °C. [18]

Hlavním problémem u vysokotlakých kotlů jsou spaliny, které se vytvářejí z paliv obsahujících síru, tedy z černého nebo hnědého uhlí. Nejvíce agresivní charakter mají sírany a pyrosířany alkalických kovů, jejichž teplota tavení se pohybuje v rozmezí 650 až 800 °C. Nejaktivněji korozně působí s výskytem SO_3 s hematitem Fe_2O_3 , které jsou obsaženy v okujích a reagují s částicí popelu K_2O na produkt $\text{K}_3\text{Fe}(\text{SO}_4)_3$. Zástupy okujů vytvářející se ve vodní páře můžou dosáhnout teplot okolo 570 °C a jsou především složeny Fe_3O_4 a výše 600 °C z FeO . [18]

Rychlost koroze je při teplotách 600 - 650 °C ve směsích nízkotavitelných eutektik nižší než rychlost rozpouštění magnetitu, to způsobuje zánik ochranných vlastností základní složky okujů. Současně se na povrchu materiálu tvoří FeS , který je náchylný k pronikání koroze do oceli po hranicích zrn. [18]



Obr. 4 : Změny tepelné vodivosti žárupevných ocelí [18]

2.4 Odolnost vůči korozi za zvýšených teplot 9 – 12 % Cr ocelí

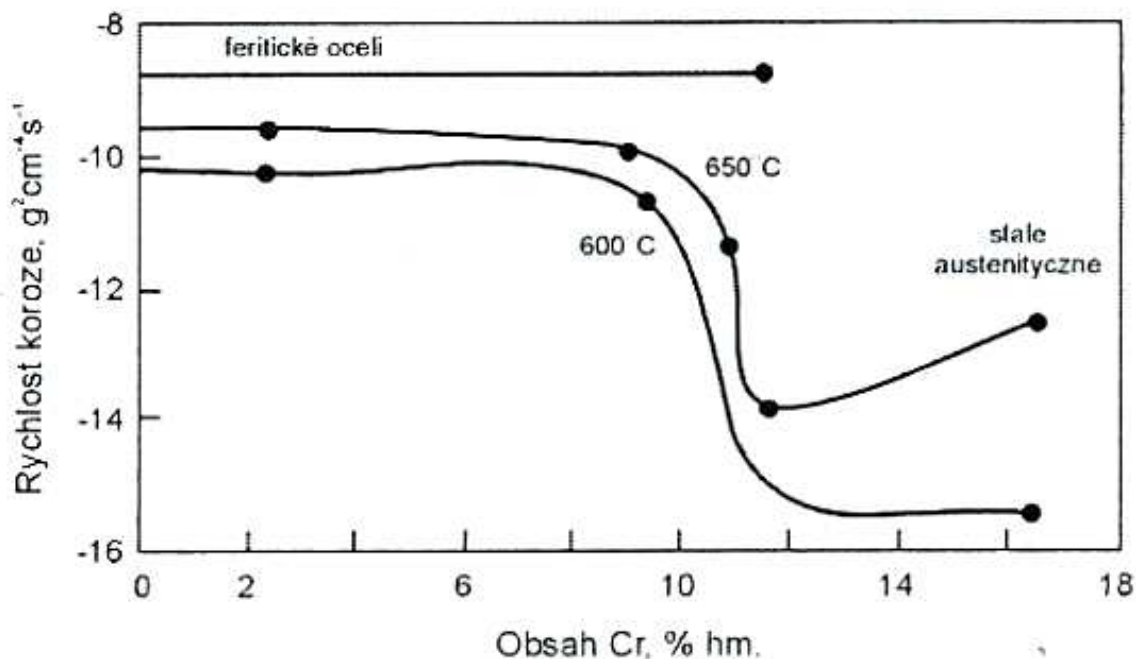
Modifikované 9 % chromových ocelí pracující se super kritickými parametry musí mít také dostatečnou odolnost vůči oxidaci vodní páry. Problémy zapříčiněné oxidací se mohou projevit u menších nosných průřezů jednotlivých komponent. Tvorba tlustých oxidických vrstev přispívá ke špatným podmínkám pro přestup tepla a to může vést k přehřátí komponenty. U tlustých oxidických vrstev je také problém s lokálním odlupováním. Vodní pára, která obsahuje oxidické úlomky má markantní vliv na erozivní poškození a degradaci povrchu parních turbín. [10]

Během creepové expozice v podmínkách vodní páry se na povrchu modernizovaných 9 % Cr ocelí vytváří produkt, který je tvořen postupně k povrchu hematitem (Fe_2O_3), magnetitem (Fe_3O_4) a spinelem ($(\text{Fe,Cr,Mn})_3\text{O}_4$). Mechanismem vnitřní oxidace vznikají těsně pod povrchem v matrici také spinely ($(\text{Fe,Cr,Mn})_3\text{O}_4$). [10, 19]

Zkoušky dlouhodobé creepové expozice při teplotách do 650 °C modifikovaných 9 % chromových ocelí prokázaly, že oxidační odolnost na vzduchu je na velmi dobré úrovni z důvodu tvorby velmi jemné ochranné oxidické vrstvy, která obsahuje hlavně spinely ($(\text{Fe,Cr})_2\text{O}_3$ a $(\text{Fe,Cr,Mn})_3\text{O}_4$). Bohužel provedené experimenty zabývající se oxidačním chováním 9 % Cr ocelí v prostředí vodní páry vykazují, že odolnost vůči korozi je za těchto podmínek nevyhovující. [10, 20, 21]

Velký vliv na oxidační odolnost 9 % Cr ocelí má obsah chromu. Z experimentů zabývajících se oxidační odolností se zjistilo, že za teplot 650 °C je odolnost proti oxidaci lepší než při 600 °C. To vše má z následek zvyšující se obsah Cr v podpovrchové oxidické vrstvě. Chrom vykazuje vysokou difúzní schopnost v kovové matrici, a proto se jeho obsah v podpovrchové oxidické vrstvě zvyšuje s rostoucí teplotou creepové expozice. [10, 22]

U povlakovaných 9 % Cr ocelí se experimenty dokázalo, že mezi základní degradační mechanismy můžeme zahrnout vznik interdifúze mezi substrátem a povlakem, nebo vznik příčných trhlin v povlacích. [23]



Obr. 5 - Charakteristika rychlosti oxidace při teplotě 650 °C různých žárupevných ocelí, jako funkce obsahu Cr [24]

Abychom zajistili dostatečnou odolnost ocelí vůči oxidaci za teplot 600 až 650 °C, musíme požadovat minimálně 11 hm.% chromu v tuhém roztoku. Modifikované martenzitické 9 % Cr oceli bohužel nesplňují minimální požadavek na obsah Cr v tuhém roztoku, z toho důvodu se v současnosti hledají nové způsoby, jak zvýšit oxidační odolnost v prostředí vodní páry u těchto ocelí. Jako prostředek ke zvýšení oxidační odolnosti je bráno použití povrchových povlaků, které musí zajistit: [10, 21]

- ekologickou nezávadnost
- odolnost vůči erozi pevnými částicemi
- snadnou aplikaci i v případě profilově složitých komponent
- dobrou přilnavost substrátu a tepelné zpracování povlaků za teplot menších než je teplota popouštění základního materiálu.
- vysokou odolnost vůči oxidaci a odlupování během creepové expozice při pracovních teplotě a tlaku vodní páry
- přijatelnost ceny
- možnost opravy

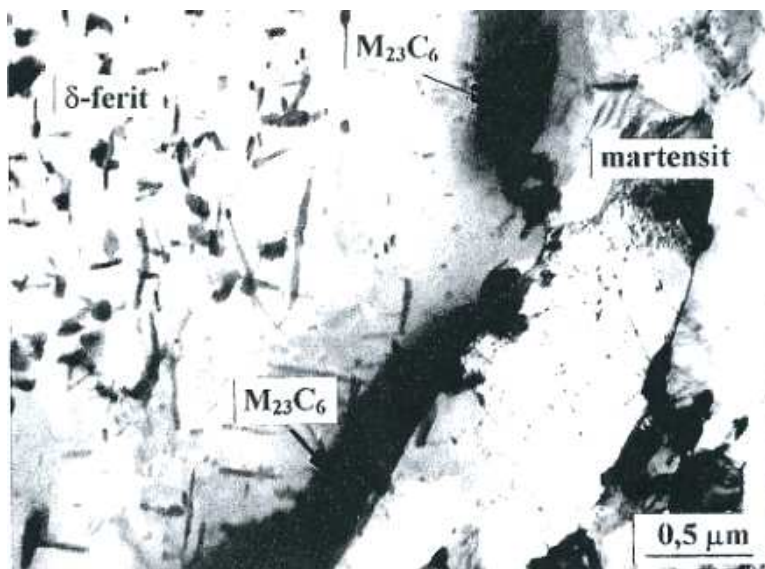
3 STRUKTURA 9 – 12 % CHROMOVÝCH OCELÍ

3.1 Ferit delta (δ)

Abychom u 9 - 12% chromových ocelí dosáhli plnohodnotné martenzitické struktury, potřebujeme vytvořit strukturu austenitu bez δ - feritu v průběhu celkové přeměny austenitu na martenzit během ochlazování z kalící teploty okolo 1050°C. Vše současně podléhá zastoupení austenitotvorných (Mn, N, Ni, C, Co, Cu) i feritotvorných (Cr, Mo, W, V, Si, Nb) prvků. Vyšší obsahy δ -feritu mají souhrnně velmi negativní vliv na pevnost při tečení. Pokud je δ – ferit u 9 % Cr ocelí vyloučen po hranicích zrn, nemá jeho výskyt výrazně negativní vliv na vlastnosti těchto ocelí. Jeho kladné působení je při jeho obsahu kolem 5%, kdy zlepšuje svařitelnost austenitických i martenzitických ocelí. [18, 25]

3.2 Karbidy $M_{23}C_6$

Karbidy $M_{23}C_6$ patří mezi nejhlavnější precipitáty v 9 – 12 % Cr ocelí. S rostoucí dobou creepové exploatace jsou karbidy $M_{23}C_6$ náchylné na změnu morfologie a tím i k zhrubnutí částic a rozdělení v matrici. Hlavním místem výskytu karbidů $M_{23}C_6$ je na hranicích zrn popuštěných martenzitických latěk a také na hranicích původních zrn austenitu, to má za následek problémy při růstu zrn feritu kvůli rekrystalizaci a zotavení. Ve fázi $M_{23}C_6$ se kromě uhlíku a chromu může také rozpouštět železo, wolfram a molybden. Jestliže ocel obsahuje podíl bóru, prokázalo se, že 50 – 100 % jeho celkového obsahu je rozpuštěno v karbidech $M_{23}C_6$. Opačný charakter vykazují dusík a křemík, které se v této fázi nerozpouštějí. [2, 3, 26, 27]

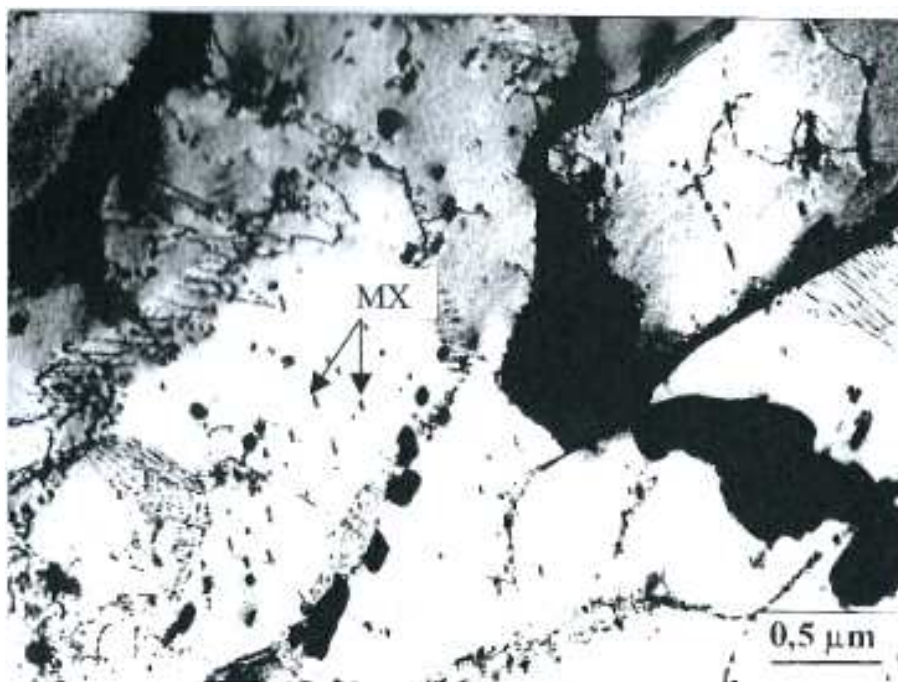


Obr. 6 - Částice karbidů $M_{23}C_6$ na rozhraní δ -ferit/martenzit, ocel HCM12A [10]

3.3 Fáze MX a M_2X

Fáze M_2X se ve struktuře 9 – 12 % Cr ocelí objevují jako přechodové a jen velmi ojediněle. K precipitaci těchto částic dochází přednostně v nitru martenzityckých latěk. Vyrůstající teplota creepové expozice má vliv na snížení stability částic M_2X , proto mohou být tyto fáze zastoupeny termodynamicky stabilnějšími fázemi, jako např. MX. [2]

Hovoříme-li o fázích typu MX (kde $M = V, Nb$ a $X = C, N$), máme na mysli především karbidy a nitridy, které jsou charakteristické disperzní formou. Tato fáze je bohatá na V a může se zde rozpouštět také Nb a Cr. V nových modifikovaných 9 – 12 % Cr ocelí se experimenty doložilo, že se nejedná pouze o karbonitridy, ale prakticky o nitridy. Vysoká odolnost proti creepu 9 % Cr ocelí především podléhá precipitaci nitridu vanadu, tyto částice jsou velmi stabilní a zabraňují pohybu dislokací, což vede ke snížení rychlosti tečení. U 9 – 12 % Cr ocelí se sekundární fáze MX vylučuje kolem teplot 700 °C a vyšších při popouštění. Když se částice MX vylučují na hranicích zrn a subzrn, přispívá tím k brždění dislokací a zamezuje jejich následný pohyb. Výsledkem toho je zpomalení procesu zotavení a také zajištění vysoké creepové pevnosti. MX částice vykazují také markantní stabilizační vlastnosti, především vůči hrubnutí. Například u ocelí obsahujících 9 % Cr a Mo se v průběhu austenitizace za teploty 1050 °C část podílu precipitátů MX nerozpouští a omezuje tak rychlý růst zrna. Celkově karbonitridy MX mají značný vliv na zvýšení pevnosti při tečení. [2, 3, 10, 28, 29, 30]

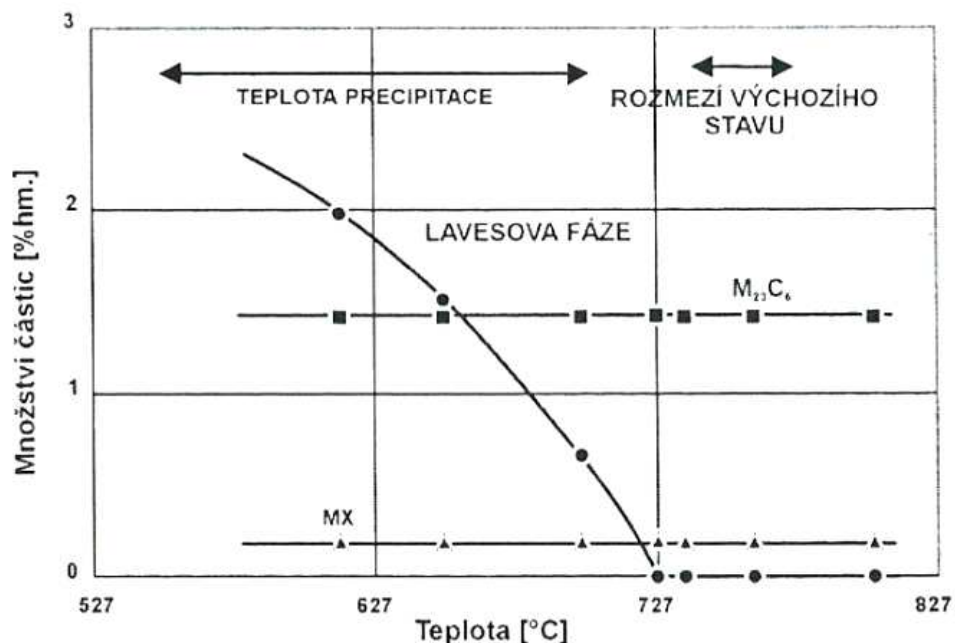


Obr. 7 - Příklad fáze MX, ocel P91, parametry popouštění: 750°C / 4 hod. [10]

3.4 Lavesova fáze

Samotný vznik Lavesovy fáze způsobuje během dlouhodobé exploatace snížení pevnosti při tečení. Při dlouhodobém žhání u 12 % Cr ocelí, které obsahují podíly W a Mo, je prvotním procesem vylučování Lavesovy fáze.

U ocelí, které obsahují Mo, ale neobsahují podíl W, se δ -ferit rozpadá již po velmi krátkých dobách žhání a před vznikem Lavesovy fáze Fe_2W . Termodynamické výpočty týkající se stavů fázové rovnováhy ukazují, že u ocelí s obsahem 9-12% Cr s podílem Mo a W je možné vylučování Lavesovy fáze $(\text{Fe,Cr})_2(\text{Mo,W})$ při vyšších teplotách než 700 °C. Je však nutno brát v úvahu nestacionární zatížení, které se objevují v podmínkách exploatace. Tato skutečná napětí měnící se s časem snižují teplotu a dobu začátku vyloučení Lavesovy fáze. V minulosti se braly v úvahu teorie, že precipitáty Lavesovy fáze ochuzují tuhý roztok o W a Mo. Po provedení zkoušek tečení, které trvaly 10 000 hodin, se prokázalo, že precipitáty Lavesovy fáze mají vliv v průběhu creepu na značné zpevnění oceli. Creepové zkoušky, které trvaly okolo 60 000 hodin za teploty 600 °C, ukázaly, že musíme brát v úvahu i možné snížení pevnosti při tečení zapříčiněné růstem Lavesovy fáze. U 9 – 12 % Cr ocelí jsou také precipitáty Lavesovy fáze výhodné jen pokud nezpůsobují snížení odolnosti proti křehkému lomu. Aby k tomuto porušení nedošlo, musí být zmíněné precipitáty dostatečně jemné. [3, 31, 32]



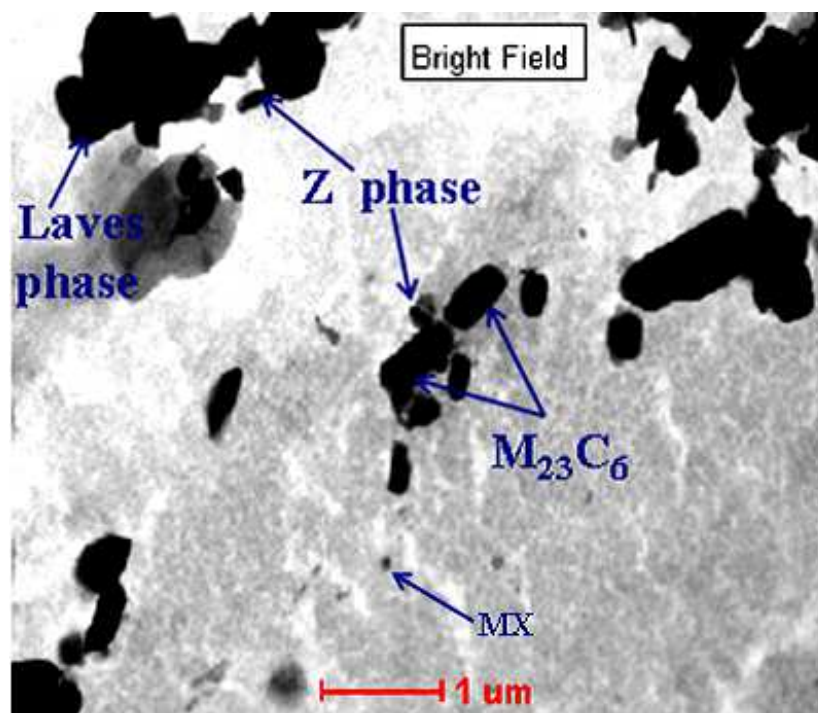
Obr. 8 - Množství a teplotní podmínky výskytu karbidů $M_{23}C_6$ a Lavesovy fáze ve 12 % Cr ocelích s přidavkem wolframu [33]

3.5 Fáze – Z

Jedná se o nitridickou fázi, která je charakteristická u modifikovaných martenzitických 9 – 12 % chromových ocelí negativním charakterem. Z-fáze připívá k významné degradaci mikrostruktury těchto ocelí a velmi snižuje jejich stabilitu. Hovoříme o nitridech na bázi $\text{Cr}(\text{Nb},\text{V})\text{N}$, které precipitují poblíž prvotních austenitických zrn. Precipitace Z – fáze je doprovázena rozpouštěním částic MX, jelikož obsahuje totožné prvky jako karbonitridy MX. Precipitace této fáze nelze prozatím žádnými procedurami zastavit, lze ji jen udržovat na nízké hranici, tak aby nedošlo k významnému snížení pevnosti při tečení. [34, 35, 36]

Oceli, které obsahují velké částice Z-fáze, vykazují sníženou pevnost tečení oproti stejným ocelím, které obsahují karbonitridy MX. Na chemické složení této fáze má vliv teplota precipitace a chemické složení oceli. Abychom zamezili výskytu Z-fáze je zapotřebí provést optimalizaci obsahu V, Nb a N. Jedním z velmi důležitých prvků spjatým s Z-fází je chrom. Dle dosažených experimentů chrom má vliv na zrychlení precipitace Z- fáze, a to hlavně při jeho obsahu 10% a více. [36]

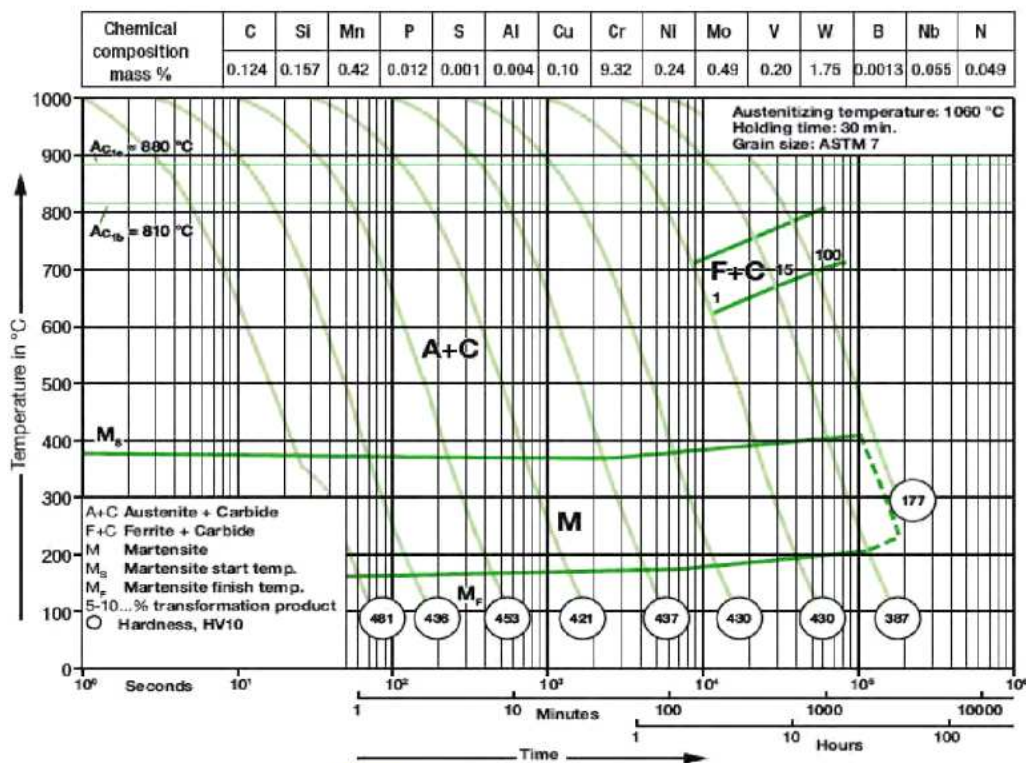
Některé modifikované 9 % Cr oceli byly podrobeny experimentu, který byl založen na stabilizaci prvotních austenitických zrn během creepového namáhání, dolegováním bóru. Vznikly jemné disperze částic MX a také se dosáhlo zániku karbidů M_{23}C_6 , které jsou v systému 9Cr, 3W-3Co-0,2V-0,05 Nb velmi termodynamicky nestabilní. [36]



Obr. 9 - Z - fáze obsažená v mikrostruktuře žárupevné martenzitické oceli [37]

4 TEPELNÉ ZPRACOVÁNÍ MODIFIKOVANÝCH CHROMOVÝCH OCELÍ SE ZAMĚŘENÍM NA OCEL P92

Mezi základní režimy tepelného zpracování 9 % Cr ocelí patří normalizační žhání a vysokoteplotním popouštění. Austenitizace se obvykle provádí 30 až 50 °C nad teplotou A_{c3} . Austenitizační teplota se volí takovým způsobem, aby se rozpustily nitridy, karbidy a karbonitridy bez značného nárůstu velikosti zrn austenitu. Výška teplot austenitizace se musí volit i s ohledem na to, aby nedošlo ke vzniku δ -feritu, který je nežádoucí a má velmi negativní vliv na křehkolomové vlastnosti a pevnost. Běžně používané austenitizační teploty se volí v rozmezí 1020 až 1100 °C. U ocelí, které obsahují až 0,5 hm.% Nb je doporučeno užití teploty austenitizace 1150 °C. Modifikované 9 – 12 % Cr oceli jsou zcela prokalitelné na vzduchu do velkých tloušťek materiálu, zajišťuje to především vysoký obsah Cr a dalších legujících prvků tím, že posouvají křivky rozpadu austenitu k delším časům. Při ochlazování na vzduchu vznikne u těchto ocelí martenzitická struktura, přesněji jde o strukturu tvořenou latkovým martenzitem. Popouštěcí teploty se u těchto ocelí pohybují v mezích 730 až 780 °C nebo těsně pod teplotou A_{c1} , kdy je vše závislé na požadovaných vlastnostech a chemickém složení. Při popouštění především dochází k vylučování karbidů, které mají nejmarkantnější vliv na žárupevné vlastnosti modifikovaných 9 % Cr ocelí. [38, 39, 40, 41]



Obr. 10 - ARA diagram oceli P92 [42]

5 SVAŘITELNOST MODIFIKOVANÝCH 9 – 12 % CHROMOVÝCH OCELÍ SE ZAMĚŘENÍM NA OCEL P92

U svařování modernizovaných martenzitických ocelí, jako je např. ocel P92, se neprojevují vážné problémy při dodržení určitých technologických podmínek, ale vyžaduje se velmi přesného dodržování parametrů svařování. Svařitelnost 9 - 12% Cr ocelí nezávisí pouze na chemickém složení, ale také na počátku a konci martenzitické přeměny a tvaru křivek ARA. Vzhledem ke svařitelnosti je velmi důležitá struktura a fázové přeměny těchto ocelí. Velký vliv na zvýšené hodnoty tvrdosti svarových spojů těchto ocelí má také precipitace karbidů a nitridů. Mezi základní technologická opatření při svařování těchto ocelí patří: [3, 43, 44]

- nutnost dodržení předepsané teploty předehřevu a teploty interpass
- limitovat měrný tepelný příkon do svaru
- dodržovat předepsanou výšku svarových housenek
- svařovat pouze doporučenými metodami svařování a přídavnými materiály s nízkým obsahem difúzního vodíku
- svařovat na předepsaný počet vrstev
- nutnost kladení svarových housenek předepsaným způsobem
- nutnost tepelného zpracování svarových spojů

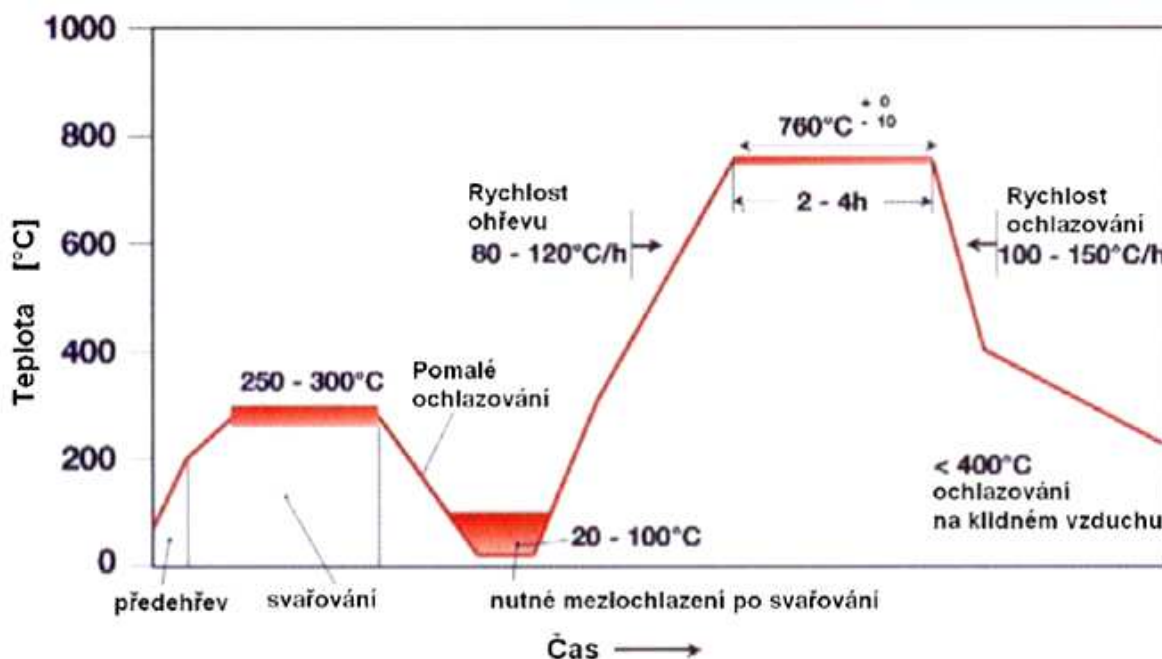
5.1 Definice a svařování oceli P92

Původně japonská ocel P92 (X10CrWMoVNb 9 – 2) patří do skupiny modifikovaných martenzitických ocelí s 9 % obsahem Cr, která nachází své využití u konstrukčních celků pracujících s nadkritickými parametry páry. Přesněji se hojně využívá jako konstrukční materiál pro parovodní potrubí. Jde o modifikaci staršího typu žárovevné oceli P91 (X10CrWMoVNb 9 – 2). Modernizace oceli P92 oproti P91 spočívá hlavně ve změně chemického složení a to dolegováním wolframu (1,5 – 2,0 hm. %) a Nb (0,04 -0,09 hm. %). Úroveň meze pevnosti při tečení $R_{mT/10^5 \text{ h}/600^\circ\text{C}}$ se u oceli P92 pohybuje při teplotě 600 °C v rozmezí 110 až 120 MPa. [10]

Ocel P92 má souhrnně dobrou svařitelnost, ale je nutno dodržovat jistá technologická opatření, jako je například teplota předehřevu. Nízký obsah uhlíku v této oceli umožnil snížení teploty předehřevu pod M_s . Svařuje se zásadně s předehřevem.

Dodavatel přídavných materiálů Böhler Thyssen Schweisstechnik doporučuje teplotu předehřevu v rozmezí 200 až 300 °C. Teplota interpass se běžně pohybuje v rozmezí teplot 280 - 300 °C. [38]

Velmi důležité je tepelné zpracování po svařování. Je třeba dbát na to, aby nedošlo ke vznikům nežádoucích strukturních fází, které mohou mít markantně negativní vliv na stabilitu v průběhu creepové expozice. Musíme tedy neustále kontrolovat výši teplot tepelného zpracování a také složení svarového kovu s ohledem na obsahy Ni a Mn. Popouští se za teplot 740 až 760 °C. Průměrné doby popouštěcích teplot se volí s ohledem na použití přídavných materiálu a na dosažení dostatečných hodnot nárazové práce KV a tvrdosti HV10. Je nutné, aby vznikající martenzit byl popuštěn již v průběhu svařování další svarové housenky. Svarový spoj musí být z maximální teploty interpass 300 °C pomalu ochlazen těsně pod teplotu M_f (cca 100 °C) a následně popuštěn. U materiálů větších tloušťek není doporučeno ochlazování na teplotu okolí, ale jen mírně pod teplotu M_f . Nutnost ochlazování spočívá v tom, aby austenit vytvářející se při svařování při teplotě předehřevu nižší než M_s mohl transformovat na martenzit před samotným popouštěním svarového spoje. Výdrže na popouštěcích teplotách závisejí na druhu zvoleného přídavného materiálu a hlavně na tloušťce svařovaného kusu. Všechny ohřevy a ochlazování musí být provedeny dle **obr. 11**. [38, 45]



Obr. 11 - Teplotní režim v průběhu svařování a tepelné zpracování oceli P91 a P92 [45]

6 Vliv tepelného zpracování na mikrostrukturu a mechanické vlastnosti oceli P92

Vliv tepelného zpracování na mikrostrukturu a mechanické vlastnosti oceli P92 je v této kapitole popsán experimentální formou dle literatury [46]. Jako experimentálně testovaný materiál byla použita ocel P92 od firmy Nippon Steel Corp. Základní údaje o chemickém složení testovaných vzorků jsou uvedeny v **tab. 1**.

Tab. 1 – Chemické složení vzorků oceli P92 [46]

Chemické složení vzorků oceli P92 [hm %]		
Prvek	ASTM specifikace	Chemické složení vzorku
C	0,06 – 0,13	0,12
Si	< 0,5	0,02
Mn	0,3 – 0,6	0,47
P	< 0,02	0,011
S	< 0,01	0,006
Cr	8,0 – 9,5	9,07
Mo	0,3 – 0,6	0,46
Ni	< 0,4	0,06
Al	< 0,04	0,002
B	< 0,006	0,003
N	0,03 – 0,07	0,043
Nb	0,03 – 0,1	0,063
V	0,15 – 0,25	0,19
W	1,5 – 2,2	1,78

Na vzorky oceli P92 byla použita odlišná tepelná zpracování, konkrétně teploty austenitizace se pohybovaly v rozmezí 970 až 1145 °C a teploty popouštění v rozmezí 715 až 835 °C. Rozdílné teploty austenitizace byly voleny s ohledem na vytvoření odchylek ve velikosti austenitického zrna. Odlišné popouštěcí teploty byly voleny s ohledem na možnost rozdílného stupně zotavení martenzitu a tím i k vytvoření rozdílů v dislokačním zpevnění. Za účelem posouzení vlivu martenzitické přeměny na meze pevnosti při tečení zkoušených ocelí bylo aplikováno speciální tepelné zpracování, jehož výsledným produktem byla plně feritická struktura bez martenzitické transformace. Ocel byla vystavena austenitizaci po dobu 2 h za teploty 1070 °C a následně ochlazená v peci na teplotu 780 °C. [46]

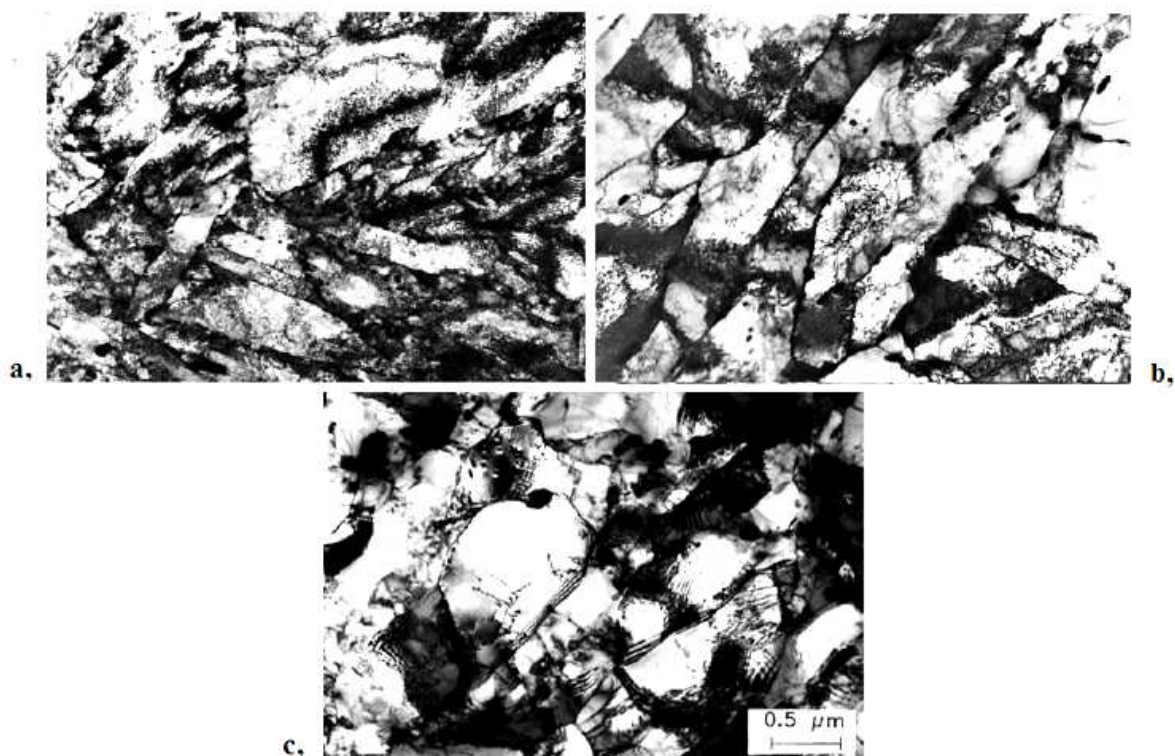
U vzorků, které byly ochlazeny z austenitizačních teplot a byly vystaveny režimu tepelného zpracování 780 °C po dobu 2h a následně ochlazeny na teplotu okolí, byla martenzitická přeměna potlačena a mikrostruktura vykazovala plně feritickou matici. V **tab. 2** jsou uvedeny základní aplikované režimy tepelného zpracování zkušebních vzorků oceli P92. [46]

Tab. 2 – Detaily tepelného zpracování vzorků z oceli P92 [46]

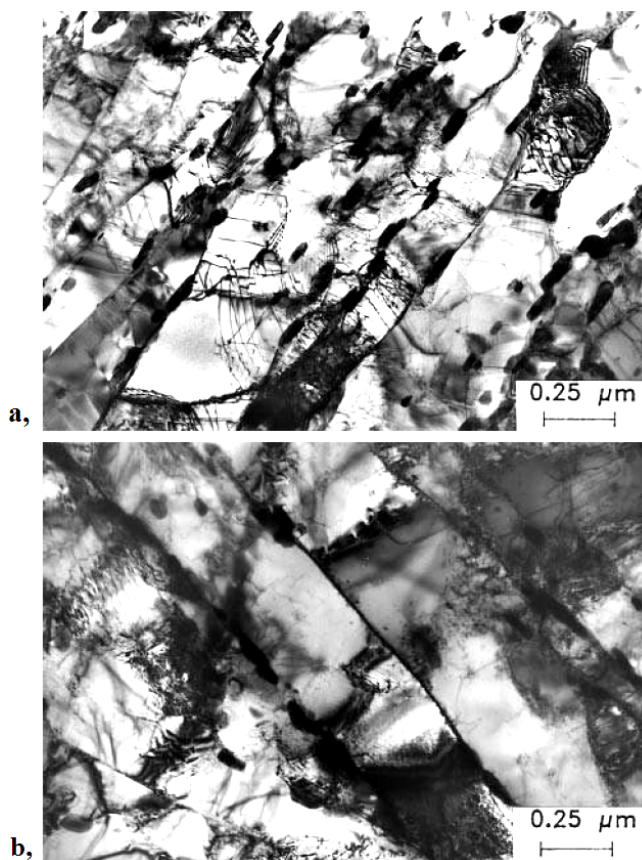
Austenitizace	Popouštění	Mikrostrukturní efekt
1070 °C / 2 h	715 °C / 2h	Zvýšení stupně zotavení martenzitu, snížení hustoty dislokací
1070 °C / 2 h	775 °C / 2h	
1070 °C / 2 h	835 °C / 2h	
970 °C / 2 h	...	Zvýšení velikosti primárních austenitických zrn
1145 °C / 2 h	...	
970 °C / 2 h	775 °C / 2h	
1145 °C / 2 h	775 °C / 2h	
1070 °C / 2 h	780 °C / 8h	Feritická matrice (bez martenzitické přeměny)

Během popouštění probíhaly procesy obnovy, které způsobily pokles hustoty dislokací, tvorbu subzrn a dislokačních sítí. Procesy byly urychleny při vyšších teplotách popouštění. Popouštění za 715 °C vedlo k mírnému zvýšení hustoty dislokací, než u běžného popouštění za 775 °C. Popouštění za 835 °C způsobilo velmi prudký pokles dislokační hustoty o zhruba 75 %. Rozměry karbidů $M_{23}C_6$ a jemných částic MX byly podobné pro všechny tři režimy tepelného zpracování. **Obrázek 12** zobrazuje mikrostrukturu oceli P92 tepelně zpracované při 1070 °C a popouštěné za teplot 715, 775 a 835°C. [46]

Efekt kolísání austenitizační teploty na mikrostrukturu je zobrazen na **obr. 13**. Hlavním rozdílem v mikrostruktuře bylo po austenitizaci zvýšení šířky latěk a primárních austenitických zrn. Prokázalo se, že zvýšené teploty austenitizace mají vliv na zvýšení rozměrů martenzitických latěk a primárních austenitických zrn, kdy při tepelném zpracování za 970 °C činila šířka latěk 0,38 nm, při 1070 °C činila 0,42 nm a při 1145 °C se zvýšila na 0,58 nm. Primární zrna austenitu měla hodnou 10 μm při tepelném zpracování za 970°C a 60 μm při 1145 °C. [46]



Obr. 12 - Mikrostruktura oceli P92 při austenitizaci za 1070°C / 2 h a následném popouštění po dobu 2h za 715°C (a), 775°C (b) a 835°C (c) [46]

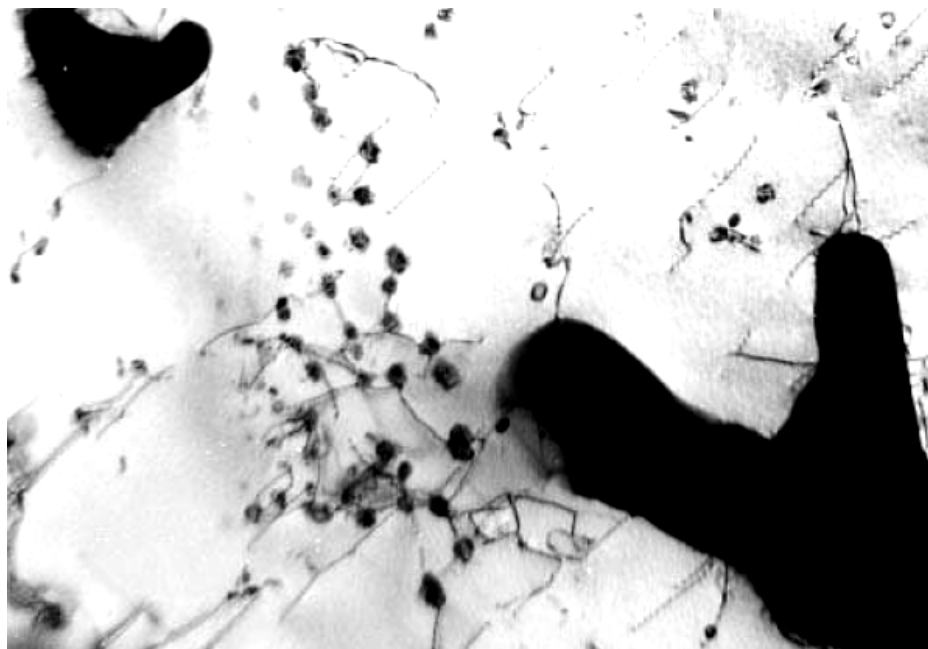


Obr. 13 - Mikrostruktura oceli P92 při tepelném zpracování 970°C (a) a 1145 °C (b) po dobu 2h s následným popouštěním za teploty 775°C po dobu 2h. [46]

Tab. 3 – Kvantitativní kontrola mikrostruktury oceli P92 po odlišném tepelném zpracování a po zkouškách tečení [46]

T_{aust} [°C]	$T_{\text{popouš}}$ [°C]	Test tečení [°C/h]	Hust. dislokací [$10^{14} \cdot \text{m}^{-2}$]	Šířka subzrna [μm]	M_{23}C_6 [nm]	MX [nm]
970	775	...	$8,7 \pm 1,2$	$0,38 \pm 0,1$
1070	715	...	$9,0 \pm 1,0$	$0,37 \pm 0,1$	72 ± 16	14 ± 1
1070	775	...	$7,5 \pm 0,9$	$0,42 \pm 0,1$	89 ± 13	16 ± 1
1070	835	...	$2,3 \pm 0,6$	$0,50 \pm 0,1$	82 ± 12	16 ± 1
1145	775	$0,58 \pm 0,1$	68 ± 18	16 ± 1
1070	775	600 °C / 1500 h	$5,3 \pm 0,6$	$0,70 \pm 0,1$	119 ± 8	18 ± 1
1070	775	600 °C / 10 000 h	$2,5 \pm 0,5$	$1,4 \pm 0,1$	125 ± 10	21 ± 1
1070	775	600 °C / 33 000 h	$1,5 \pm 0,4$	$1,5 \pm 0,1$	131 ± 12	30 ± 1

Z tabulky 3 je zřejmé, že po creepové expozici za několik tisíc hodin při teplotě 600 °C můžeme zaregistrovat podstatné zvýšení šířky subzrn. Rozměry precipitátů nejsou tak silně ovlivněny, ale významné zvýšení rozměrů můžeme zaregistrovat u karbidů M_{23}C_6 . **Obrázek 14** zobrazuje mikrostrukturu oceli P92 s feritickou matricí. Matrice obsahovala jemné částice nitridů a karbonitridů (okolo 20 nm) a hrubé karbidy M_{23}C_6 . [46]



Obr. 14 - Mikrostruktura oceli P92 s feritickou matricí [46]

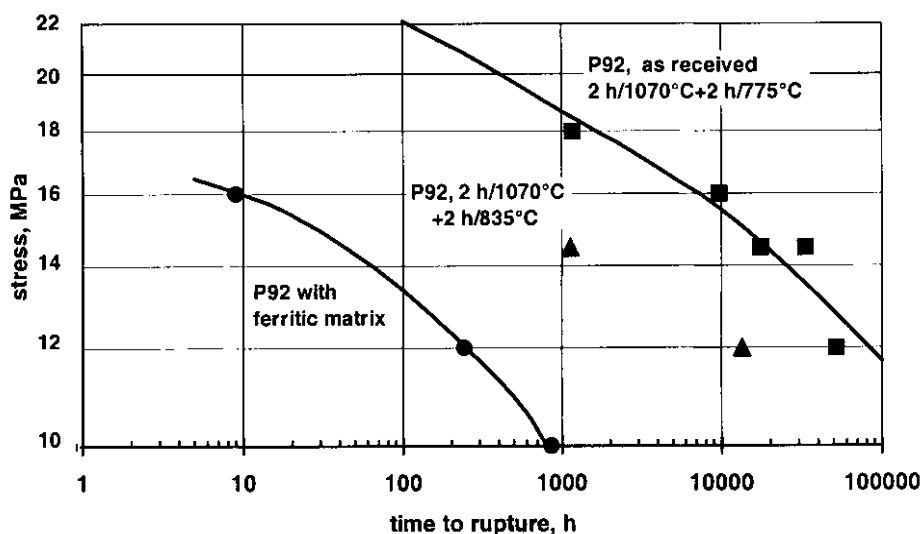
Vliv tepelného zpracování na mechanické vlastnosti oceli P92

Experimentální vyhodnocení mechanických vlastností bylo provedeno za pokojové teploty i za teplot 600 a 650 °C. Výsledné hodnoty mechanických vlastností zkušebních vzorků z oceli P92, na které byl aplikován odlišný režim tepelného zpracování, jsou uvedeny v **tab. 4**.

Je zřejmé, že pevnostní charakteristiky jsou mimo případ režimu tepelného zpracování za 1070°C / 2h a popouštění za 715 °C / 2 h velmi obdobné. Nízké teploty popouštění vedly ke zvýšení pevnosti. Zejména při zkouškách, které probíhaly za teploty okolí, byly pevnostní charakteristiky vyšší z důvodu většího množství dislokací. [46]

Tab. 4 – Mechanické vlastnosti vzorků z P92 v závislosti na odlišném režimu tepelného zpracování [46]

T_{aust} [°C]	$T_{\text{popouš}}$ [°C]	$R_{p0,2}$ [MPa]			R_m [MPa]			A [%]		
		RT	600 °C	650 °C	RT	600 °C	650 °C	RT	600 °C	650 °C
970	775	543	349	286	709	374	297	23	31,8	35,2
1070	715	792	482	400	911	495	410	18,3	26,8	28,3
1070	775	513	331	279	683	356	285	25,1	31,8	38,9
1070	835	480	314	269	661	342	282	26,2	35,1	37,2
1145	775	591	375	315	739	394	324	21,6	30,5	35,2
...	...	440	620	20



Obr. 15 - Porovnání meze pevnosti v tahu martenzitických a feritického vzorků oceli P92 [46]

Z **obr. 15** je zřejmé, že martenzitická transformace výrazně připívá u 9 % Cr ocelí k vyšší pevnosti při tečení, a to i přes to, že martenzitická struktura degeneruje na ferit a zpočátku vysoká hustota dislokací klesá s časem expozice. Počáteční martenzitická struktura obsahuje jemné karbonitridy, které přispívají ke zvýšení meze pevnosti při tečení.

Vzorek charakteristický feritickou strukturou po kontrole mikrostruktury obsahoval podobně jako vzorek s martenzitickou strukturou jemné precipitáty. S ohledem na výsledné hodnoty meze pevnosti při tečení nemůže feritická struktura poskytnout tak vysoké pevnostní charakteristiky, jako tomu bylo u martenzitické transformace. Znamená to, že vývoj 9 % Cr ocelí pro aplikace při 600 °C a vyšších bude omezen na použití tepelných zpracování, po nichž vznikne pouze martenzitická struktura. Maximální provozní teplota musí být nižší než teplota popouštění, aby se zabránilo příliš rychlému zotavení martenzitu. Zvyšující se teplota popouštění vede k rychlému procesu zotavení martenzitu, který snižuje hustotu dislokací a hodnotu meze pevnosti při tečení. Se vzrůstající teplotou austenitizace se zrno austenitu a šířka martenzitických latěk zvětšuje, což ale nemá zásadní vliv na hodnoty meze pevnosti při tečení. Martenzitická transformace je povinná vyprodukovat vysokou počáteční hustotu dislokací a po zotavení strukturu tvořenou stabilními subzrny, na kterých závisí dlouhodobá pevnost při tečení oceli P92. Ukázalo se, že vzorek oceli P92 s feritickou maticí byl charakteristický velmi nízkými hodnotami dislokací a tím i velmi nízkými hodnotami meze pevnosti při tečení. [46]

Oxidační odolnost v prostředí vodní páry oceli P92 za provozních teplot 600 °C a vyšších není vyhovující. Je zřejmé, že je zapotřebí vyššího obsahu chromu, alespoň nad 11,5 %. Abychom zlepšili odolnost vůči oxidaci vodní páry je zapotřebí dosáhnout plně martenzitické struktury s karbidy $M_{23}C_6$ a velmi jemnými precipitáty MX a také je potřeba zvýšit obsah chromu přísadou austenitotvorných prvků. Zásadním problém zůstává, jak vyvinout ocel, která bude obsahovat více než 11,5 % chromu a po austenitizaci a popouštění bude plně martenzitická. Zvýšení odolnosti vůči oxidaci v prostředí vodní páry se uskutečňuje u ocelí obsahujících 11,5 % Cr přísadou kobaltu, kterým se získá potřebná mikrostruktura pro dosažení vysoké pevnosti při tečení a dostatečné odolnosti vůči oxidaci. [46]

7 PROBLEMATIKA KVALIFIKACE SVAROVÝCH SPOJŮ DLE NORMY ČSN EN ISO 15614 - 1

Základem technických norem ČSN EN ISO 15614 je stanovení a kvalifikace postupů svařování pro jednotlivé materiály a jejich slitiny. Norma ČSN EN ISO 15614-1 se zabývá stanovením a klasifikací postupů svařování kovových materiálů se zaměřením na obloukové a plamenové svařování ocelí, niklu a slitin niklu. Pro předmět mé diplomové práce byly použity zkoušky a postupy, které jsou v souladu s pravidly obsaženými v normě ČSN EN ISO 15614-1. [47]

Předmět normy

Hlavním předmětem normy je stanovení způsobu kvalifikace předběžné specifikace postupu svařování zkouškami postupu svařování. Norma určuje podmínky provádění zkoušek postupu svařování a rozsah kvalifikace pro postupy svařování pro všechny praktické svářečské operace v oblasti proměnných. Zkoušky musí být uskutečněny prostřednictvím této normy. Za výrobní normy mohou být považovány doplňující zkoušky. [47]

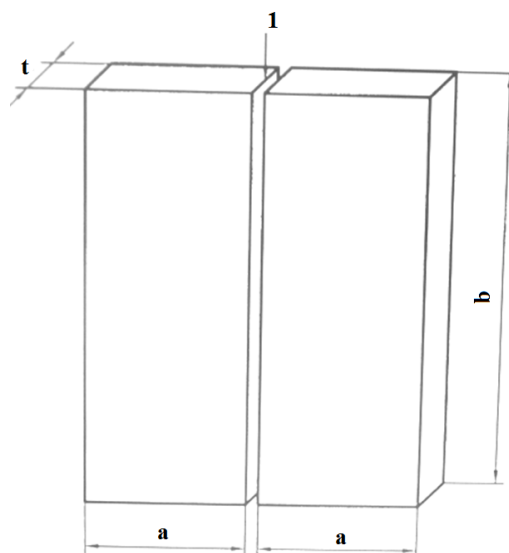
Norma je platná pro plamenové a obloukové svařování ocelí všech tvarů výrobků a také pro obloukové svařování Ni a slitin Ni všech tvarů výrobku. Obloukové a plamenové svařování zahrnuje podle EN ISO 4063 tyto metody svařování: [47]

- 111 – obloukové svařování obalenou elektrodou
- 114 – obloukové svařování plněnou elektrodou bez ochranného plynu
- 12 – svařování pod tavidlem
- 131 – obloukové svařování tavící se elektrodou v inertním plynu (MIG)
- 135 – obloukové svařování tavící se elektrodou v aktivním plynu (MAG)
- 136 – obloukové svařování plněnou elektrodou v aktivním plynu
- 137 – obloukové svařování plněnou elektrodou v inertním plynu
- 141 – obloukové svařování wolframovou elektrodou v inertním plynu (TIG)
- 15 – svařování plazmové
- 311 – svařování plamenové

7.1 Zkouška postupu svařování a zkušební kusy

Předběžná specifikace postupu svařování musí být připravena dle EN ISO 15609 - 1 nebo EN ISO 15609 - 2. Svářeč, který podle této normy úspěšně podstoupí zkoušku postupu svařování, je kvalifikován pro rozsah kvalifikace dle prEN ISO 9606 - 1 nebo EN ISO 9606 - 4, když jsou splněny odpovídající zkouškové požadavky. [47]

Svarový spoj, který bude ve výrobě vystaven postupu svařování, musí být zhotoven na normalizovaném zkušebním kusu nebo kusech, které mají určité tvary a rozměry a jsou na ně také kladeny specifické požadavky. Rozměry a tvary testovaných kusů musí být uspokojivé z hlediska, aby bylo možné uskutečnit všechny požadované zkoušky. Pokud výrobní norma vyžaduje zkoušku rázem v ohybu s vrubem umístěným v teplem ovlivněné oblasti svarového spoje, je následně nutné, aby na zkušebním kusu byl vyznačen směr válcování plechu. Je velmi důležité, že pro všechny zkoušené kusy s výjimkou přípojů odboček a koutových svarů musí být pro všechny svařované plechy/trubky tloušťka základního materiálu stejná. Jestliže zkušební kus nevyhovuje, nebo nesplňuje některé požadavky vizuální kontroly, nebo nedestruktivních kontrol, musí být svařen další kus, který bude podroben totožnému zkoušení. V případě že nový zkušební kus nesplňuje potřebné požadavky, zkouška je považována za nevyhovující. Svařování a zkoušení zkušebních kusů musí mít osvědčení od zkušebního orgánu nebo od zkušební organizace. [47]



Legenda: 1 – Příprava spoje a sestavení podle podobnosti v předběžné specifikaci postupu svařování (pWPS)
; **a** – minimální hodnota 150 mm; **b** – minimální hodnota 350 mm; **t** – tloušťka materiálu

Obr. 16 – Zkušební kus pro tupý spoj na plechu s plným průvarem [47]

7.2 Kontrola a zkoušení zkušebních vzorků

7.2.1 Rozsah zkoušení

Zkoušení se skládá z nedestruktivních i destruktivních zkoušek, které musí být v souladu s informacemi z **tabulky 5**.

Tab. 5 – Kontrola a zkoušení zkušebních kusů [47]

Zkušební kus	Druh zkoušek	Rozsahy zkoušení
Tupý spoj s plným průvarem	Vizuální kontrola	100%
	Radiografická nebo ultrazvuková zkouška	100%
	Zkouška na povrchové trhliny	100%
	Příčná zkouška tahem	2 vzorky
	Příčná zkouška lámavosti	4 vzorky
	Zkouška rázem v ohybu	2 sady
	Zkouška tvrdosti	Požadována
	Kontrola makrostruktury	1 vzorek
T-spoj s plným průvarem	Vizuální kontrola	100%
	Zkouška na povrchové trhliny	100%
	Radiografická nebo ultrazvuková zkouška	100%
	Zkouška tvrdosti	Požadována
	Kontrola makrostruktury	2 vzorky
Koutové svary	Vizuální kontrola	100%
	Zkouška na povrchové trhliny	100%
	Zkouška tvrdosti	Požadována
	Kontrola makrostruktury	2 vzorky

Výrobková norma může určit doplňující zkoušky, jako například:

- podélnou zkoušku tahem svarového kovu spoje
- korozní zkoušky
- mikroskopické zkoušky
- zkoušky lámavosti čistého svarového kovu
- chemický rozbor
- měření obsahu feritu - δ
- zkoušky tahem křížových spojení

7.2.2 Umístění a odběr zkušebních vzorků

Vzorky se mohou odebrat, jen pokud se provedly všechny nedestruktivní zkoušky, které vyhověly všem kritériím kontroly pro použitou nedestruktivní metodu. Odběr zkušebních vzorků se pro každé z destruktivních metod uskutečňuje v jiné části zkoušené desky. [47]

Ze zkušebních svarových spojů se odeberou vzorky pro požadované zkoušky. Pokud je požadavek na vykonání zkoušky rázem v ohybu nebo doplňující zkoušky, odběr vzorku je proveden ve středové části zkušebního spoje. Dále je také nutné odebrat zkušební vzorek pro příčnou zkoušku tahem, zkoušku tvrdosti a kontrolu makrostruktury zkušebních spojů. [47]

7.3 Nedestruktivní zkoušky

Před nedestruktivními zkouškami je nutné, aby byla dokončená všechna tepelná zpracování. Je také nutné, aby bylo zdrženo provádění nedestruktivních kontrol u materiálů, které nejsou například tepelně zpracované po svařování, nebo které jsou citlivé na vznik vodíkového praskání a není u nich stanoven dohřev. V souvislosti s geometrií spoje, výrobními požadavky a jeho materiály, se musí provést nedestruktivní zkoušení podle specifických požadavků. Nejčastěji je stanoven požadavek na splnění vizuální kontroly, magnetické práškové metody a kapilárního, ultrazvukového, nebo radiografického zkoušení svarových spojů dle platných norem. [47]

7.4 Destruktivní zkoušky

Tato kapitola uvádí a vysvětluje základní postup zkoušení dle normy ČSN EN ISO 15614-1 pouze pro zkoušky aplikované na zkušební desky této diplomové práce. Ostatní postupy při kvalifikaci svarových spojů a další zkoušky, jako například zkoušky lámavosti, jsou podrobně popsány ve zmíněné normě. [47]

7.4.1 Příčná zkouška tahem

Pokud podmínky před začátkem zkoušení nestanoví jinak, pevnost v tahu zkušebních tyčí nesmí být nižší, než je minimální hodnota pevnosti v tahu základního materiálu. Různorodé spoje základních materiálů nesmí vykazovat nižší hodnoty pevnosti v tahu, než je minimální daná hodnota pro základní materiál s nejnižší pevností v tahu. [47]

Převýšení svaru z obou stran u trubek, jejichž vnější průměr je > 50 mm, musí být obrobena takovým způsobem, aby zkušební tyč měla stále stejnou tloušťku, jako je tloušťka stěny trubky. U celých trubek malého průměru, které mají vnější průměr ≤ 50 mm, může být převýšení svaru z vnitřního povrchu trubky neopracované. [47]

7.4.2 Zkouška rázem v ohybu

Pro zkoušku rázem v ohybu, musí být teplota zkoušení a umístění zkušebních tyčí provedeno dle normy ČSN EN ISO 15614-1. Při zkoušce rázem v ohybu se užívá zkušebních tyčí s Charpy V – vrubem, které jsou orientované přes svar, a jejich odběr musí být proveden maximálně 2 mm pod povrchem základního materiálu. Vrub umístěný ve svarovém kovu musí být v ose svaru. Vrub umístěný v teplem ovlivněné oblasti musí být 1 až 2 mm od hranice ztavení. [47]

Jestliže výrobová norma neuvádí hodnotu nárazové práce, pak musí být výsledná hodnota nárazové práce v souladu s požadavky normy pro základní materiál. Požadavků musí vyhovět průměrná hodnota ze tří tyčí. Je povoleno, že jedna samostatná hodnota nárazové práce může klesnout pod minimální předem stanovenou průměrnou hodnotu, jen pokud není menší než 70% stanovené hodnoty. Je-li postup, kde je použito více metod svařování na jednom vzorku, kvalifikován jedním testovacím kusem, pak musí být zkušební tyče odebrány ze svarového kovu a z teplem ovlivněné oblasti takovým způsobem, aby obsahovaly každou použitou metodu svařování. [47]

7.4.3 Zkouška tvrdosti

Zkoušky tvrdosti se provádějí dle Vickerse HV10 a musí být prováděny dle platných norem. Průběhy tvrdosti ve svarových spojích se měří ve svarovém kovu, v teplem ovlivněné oblasti a v základním materiálu. U materiálů, které jsou charakteristické tloušťkou ≤ 5 mm se vtisky zhotovují jen v jedné řadě a jsou umístěny maximálně 2 mm pod povrchem svarového spoje. Naopak pro materiály charakteristické tloušťkou > 5 mm musí být zhotoveny 2 řady vtisků, které budou umístěny 2 mm pod horním i spodním povrchem svarových spojů. Pokud je to možné, nejlépe se první vtisk v teplem ovlivněné oblasti umísťuje co nejbližší k hranici ztavení svarových spojů. [47]

Pro každou řadu vtisků platí, že musí mít min. 3 samostatné vtisky v těchto oblastech materiálu: [47]

- základní materiál z obou stran
- svár
- TOO z obou stran

7.5 Rozsah kvalifikace

Při zkoušce postupu svařování je obvykle nutné definovat:

- základní materiál
- metodu svařování
- polohu svařování
- tepelný příkon
- teplotu přehřevu
- teplotu dodatečného dohřevu pro uvolnění vodíku
- teplotu interpass
- počáteční tepelné zpracování
- tepelné zpracování po svařování
- druh proudu
- rozměr přídavného materiálu
- ochranný plyn
- průtok plynu
- způsob úpravy úkosu

7.6 Protokol o kvalifikaci postupu svařování (WPQR)

Za protokol WPQR je obecně považován přehled dosažených výsledků každého zkoušeného kusu, včetně opakovaných zkoušek. Pokud nebyly zaznamenány žádné neakceptovatelné vlastnosti, nebo neakceptovatelné výsledky zkoušek, pak je WPQR, který podrobně prezentuje výsledky zkoušek postupu svařování zkušební kusu, kvalifikován a musí být zkušebním orgánem nebo organizací potvrzen. Formulář WPQR musí být použit pro záznamy podrobností z postupu svařování a výsledků jednotlivých zkoušek, abychom usnadnili celkovou prezentaci a hodnocení údajů. [47]

8 EXPERIMENTÁLNÍ ČÁST DIPLOMOVÉ PRÁCE

V experimentální části diplomové práce jsou uvedeny v tabulkové či grafické formě všechny potřebné výsledky mého experimentu s jejich dostatečným komentářem. Veškeré postupy a zkoušení obsažené v této práci byly provedeny v souladu s normou zabývající se stanovením a kvalifikací postupů svařování oceli, Ni a slitin Ni dle ČSN EN ISO 15614 - 1.

Experiment byl zaměřen na svařování šesti zkušebních tupých svarových spojů na deskách o tloušťce 8 mm na oceli P92 pomocí technologie TIG. Úprava svarových ploch zkušebních desek byla provedena v souladu s normou ČSN EN 29 692. Po svařování byly na zkušební desky aplikovány různé režimy tepelného zpracování za teplot 730 a 760 °C, kdy vzorek 1R - 2799 byl vystaven návrhu WPQR. Rozdílná tepelná zpracování aplikovaná na zkušební desky byla volena s ohledem na zjištění, jaký vliv má odlišné tepelné zpracování po svařování na výsledné mechanické vlastnosti svařeného materiálu. Dále bylo nutné provést destruktivní a nedestruktivní kontroly svarových spojů, vyhodnotit dosažené výsledky, srovnat je s předešlými a vyslovit závěry.

8.1 Provedení zkušebních svarových spojů na deskách o tloušťce 8 mm svařených metodou 141

8.1.1 Základní informace o svařovaném materiálu

Jako svařovaný materiál byly použity desky o rozměrech (250 x 250 x 8) mm z oceli P92 (X10CrWMoVNb9-2). Zkušební desky byly připraveny z tavby 54 380. Nejprve následovala austenitizace za teploty 1060 °C po dobu 1 hodiny, kdy rychlost ohřevu na teplotu austenitizace byla 150 °C·h⁻¹ a jako ochlazovací medium byl použit olej. Po austenitizaci byl základní materiál popuštěn za teploty 770 °C po dobu 1 hodiny, kdy rychlost ohřevu na popouštěcí teplotu byla 100 °C·h⁻¹. Finálně byl základní materiál ochlazen rychlostí 150 °C·h⁻¹ do teploty 400 °C a po té následně ochlazen na volném vzduchu. Chemické složení tavby 54380 je znázorněno v **tab. 6**. Mechanické vlastnosti společně s hodnotami tvrdosti jsou uvedeny v **tab. 7 a 8**.

Tab. 6 – Chemické složení tavby 54380

C	Mn	Si	P	S	Ni	Cr	Mo	V
0,109	0,44	0,3	0,016	0,0026	0,288	8,860	0,404	0,191

Ti	W	Nb	B	N	Al - c
< 0,004	1,69	0,049	0,0033	0,0481	0,011

Tab. 7 – Hodnoty tvrdosti a mechanických vlastností tavby 54380 oceli P92 při 20 °C

Hodnoty tvrdosti a mechanických vlastností tavby 54380 oceli P92 při 20 °C					
Rm [MPa]	R _{p0,2} [MPa]	KV [J]	A ₅ [%]	Z [%]	HB
667	447	109	24,4	62,8	220

Tab. 8 – Hodnoty mechanických vlastností tavby 54380 oceli P92 při 350 °C

Hodnoty mechanických vlastností tavby 54380 oceli P92 při 350 °C			
Rm [MPa]	R _{p0,2} [MPa]	A ₅ [%]	Z [%]
531	410	18,8	62,8

8.1.2 Přídavný materiál

Zkušební desky byly svařeny technologií svařování TIG. Jako přídavný materiál byl použit drát společnosti Böhler Thermanit MTS 616 Ø 2 mm. Klasifikace přídavného materiálu je provedena dle normy: EN 12070 – WZCrMoWVNb 9 0,5 1,5. V souladu s normou ASTM A 335 je tento přídavný materiál vhodný pro svařování ocelí, které trvale odolávají kriticky vysokým teplotám, přesněji se nejvíce doporučuje pro svarové spoje oceli P92. Chemické složení přídavného materiálu je uvedeno v **tab. 9**.

Tab. 9 – Chemické složení přídavného materiálu [5]

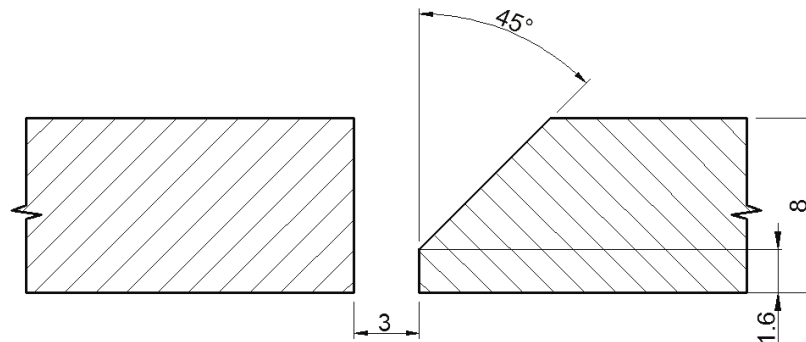
Thermanit MTS 616									
C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	W	V	Nb	N
0,1	0,38	0,45	8,8	0,4	0,6	1,6	0,2	0,06	0,04

Tab. 10 – Tepelné zpracování a mechanické vlastnosti přídavného materiálu [5]

TZ a mechanické vlastnosti přídavného materiálu dle normy EN 1597-1				
Tepelné zpracování [°C/hod]	Re [MPa]	Rm [MPa]	A ₅ [%]	KV [J]
760°C / ≥ 2 hod	560	720	15	41

8.1.3 Úprava svarových ploch

Výchozí materiál pro svařování byly použity desky z oceli P92 o rozměrech (8 x 250 x 250) mm. Na každé ze zkoušených desek byly za pomoci frézování upraveny svarové plochy do tvaru $\frac{1}{2}$ V, kdy případné otřepy se odstranily kartáčováním. Na **obr. 17** je zobrazen přesný požadavek na úpravu svarových ploch před svařováním. Použitá úprava svarových ploch byla provedena v souladu s normou ČSN EN 29 692.



Obr. 17 – Schéma úpravy svarových ploch zkušebních desek

8.1.4 Zhotovení zkušebních tupých svarových spojů pomocí metody 141

Svařování zkušebních desek bylo provedeno v jedné ze školních laboratoří Katedry mechanické technologie Vysoké školy báňské technické univerzity v Ostravě. Svařování proběhlo v poloze PA. Jako svařovací zdroj pro metodu TIG byl použit MagicWave 3000 Comfort G/F od firmy Fronius, který je zobrazen na **obr. 18**. Ochrannou atmosféru zajišťoval netečný plyn Argon o průtoku $10 \text{ l} \cdot \text{min}^{-1}$, který dodal výrobce SIAD. Jako wolframová elektroda byla použita WT 20 o průměru 2,4 mm.



Obr. 18 – Svařovací zdroj MagicWave 3000 Comfort G/F



Obr. 19 – Zkušební deska tloušťky 8 mm z oceli P92

8.2 Tepelné zpracování zkušebních desek z oceli P92

Z hlediska svařitelnosti oceli P92, proces svařování zkušebních desek vyžaduje vždy užití předehřevu alespoň nad 200°C. Böhler Thyssen Schweisstechnik například doporučuje teplotu předehřevu komponent zhotovených z oceli P92 v rozmezí 200 až 300 °C. Teploty předehřevu všech zkušebních desek se reálně pohybovaly v rozmezí 240 až 250 °C. Interpass byl volen s ohledem na minimální teplotu předehřevu v rozmezí 200 až max. 300°C. Během kladení nadcházející svarové housenky bylo nutné měřit a přesně dodržovat teplotní rozmezí teploty interpass za pomoci přenosného teploměru značky OMEGA HH11, který zobrazuje **obr. 20**. Před nanášením další svarové housenky bylo také nutné v počátečních částech svarového spoje dohřívat plamenem, aby byla zachována požadovaná teplota interpass. Teplota kolísala kolem 190 až 196 °C, proto bylo nutné použít pro dodržení požadované minimální teploty ruční ohřev plamenem.



Obr. 20 – Přenosný teploměr OMEGA HH11

Samotný návrh tepelného zpracování byl aplikován na všech šest vzorků, z nichž vzorek 1R – 2799 byl vystaven návrhu WPQR. Teploty žíhání byly zvoleny 730 a 760 °C. Doby výdrže na těchto teplotách byly voleny odlišně z důvodu posouzení vlivu různých režimů tepelného zpracování na výsledné vlastnosti zkušebních desek.

Po svařování byl na každou z desek aplikován dohřev v peci za teploty 250°C, za účelem umožnění difúze vodíku a odstranění vnitřního pnutí. Doby výdrže na teplotě dohřevu byly v některých případech odlišné. Hodnoty výdrže na teplotě dohřevu se pohybovaly od 2 hodin do max. 3,5 hodiny, jak zobrazuje tabulka níže. Po dokončení dohřevu se každá ze zkušebních desek vložila z pece do speciálního zábalu, který se nazývá sibal. Pec na tepelné zpracování je zachycena na **obr. 21**. **Tabulka 11** zobrazuje kompletní přehled aplikovaných tepelných zpracování na zkušební desky.



Obr. 21 – Pec na tepelné zpracování

Tab. 11 – Tepelné zpracování desek z oceli P92

Vzorek	Teplota předehřevu [°C]	Teplota interpass [°C]	Teplota dohřevu [°C / h]	Žíhací teplota [°C / h]
730/2/2	240	200 - 300	250 / 2,5	730 / 2
730/3/3	242	200 - 300	250 / 2	730 / 3
1R - 2799	242	200 - 300	250 / 2	730 / 4
730/4/6	240	200 - 300	250 / 2	730 / 6
760/1/1	250	200 - 300	250 / 3,5	760 / 1
760/5/5	250	200 - 300	250 / 3	760 / 5

8.3 Nedestruktivní zkoušky zkušebních desek

Nedestruktivní zkoušky svarových spojů provedla společnost CONTROLTEST s.r.o ve své akreditované laboratoři L1610 v Ostravě Mariánských horách. Hlavním požadavkem bylo provést zkoušku kapilární (PT) a radiologickou (RT).

8.3.1 Kapilární zkouška (PT)

Kapilární zkouška patří mezi nejvíce používané metody zjištění povrchových (vnějších) vad ve svarových spojkách. Její hlavní podstatou je použití penetrantu, který se nanáší na povrch materiálu. Po nanesení penetrantu je nutno použít vhodnou detekční látku, která zviditelňuje možné vady ve svarovém spoji.

Metodika zkoušení provedená na zkušebních deskách byla v souladu s normou ČSN EN ISO 3452-1 (B). Jako zkušební prostředek byla použita sada Helling Nord test. Doba působení penetrační kapaliny činila 10 minut. Zkoušky byly provedeny při teplotě okolí 22 °C a při intenzitě osvětlení 1050 lx. Vyhodnocení zkoušky se provedlo dle normy ČSN EN ISO 10675 - 1. Kapilární zkoušce byly vystaveny vzorky 730/2/2, 730/3/3, 1R – 2799, 730/6/4, 760/1/1 a 760/5/5. V **tab. 12** jsou zaznamenány výsledky kapilární zkoušky všech zkoušených vzorků.

Tab. 12 – Výsledky kapilárních zkoušek desek z oceli P92

Kapilární zkouška (PT) / Penetrant tetsing (PT)		
Vzorek	Tepelné zpracování vzorků	Výsledky zkoušky
730/2/2	730 °C / 2 h	Vyhovuje
730/3/3	730 °C / 3 h	Vyhovuje
1R - 2799	730 °C / 4 h	Vyhovuje
730/4/6	730 °C / 6 h	Vyhovuje
760/1/1	760 °C / 1 h	Vyhovuje
760/5/5	760 °C / 5 h	Vyhovuje

8.3.2 Zkouška prozářením (RT)

Zkouška prozářením je nestarší zkouškou nedestructivních kontrol a řadí se také mezi nejpoužívanější metody ke zjištění vnitřních vad ve svarových spojích. Metodika zkoušení provedená na zkušebních deskách byla v souladu s normou ČSN EN ISO 1736-1. Jako zdroj pro zkoušku prozářením byla použita RTG lampa ERESKO 42 MF, v.č. 981637 - 38 s nastaveným proudem na 4,5 mA a napětím 160 kV. Použitá měrka byla 10 FE EN – č.š. 01488. Jako film byl použit C4 – Agfa D5 VAC s rozměry 10 x 40 cm. Způsob zpracování filmů byl automatický. Vyhodnocení zkoušky bylo provedeno dle normy ČSN EN ISO 10675-1. V **tabulce 13** jsou zaznamenány výsledky zkoušky prozářením zkušebních desek z oceli P92.

Tab. 13 – Výsledky zkoušky prozářením desek z oceli P92

Zkouška prozářením (RT) / Radiographic testing (RT)			
Vzorek	Tepelné zpracování vzorků	Vada	Výsledky zkoušky
730/2/2	730 °C / 2 h	Pórovitost, řádek pórů	Vyhovuje
1R - 2799	730 °C / 4 h	Pórovitost	Vyhovuje
730/4/6	730 °C / 6 h	Pórovitost, shluk pórů, řádek pórů	Vyhovuje

Výsledky zkoušky prozářením ukázaly, že jako vyhovující zkušební desky byly vyhodnoceny 730/2/2, 1R – 2799 a 730/6/4. Přestože zmíněné desky vykazovaly vady typu pórovitosti, byly ve výsledku označeny jako vyhovující.

8.4 Destruktivní zkoušky zkušebních desek

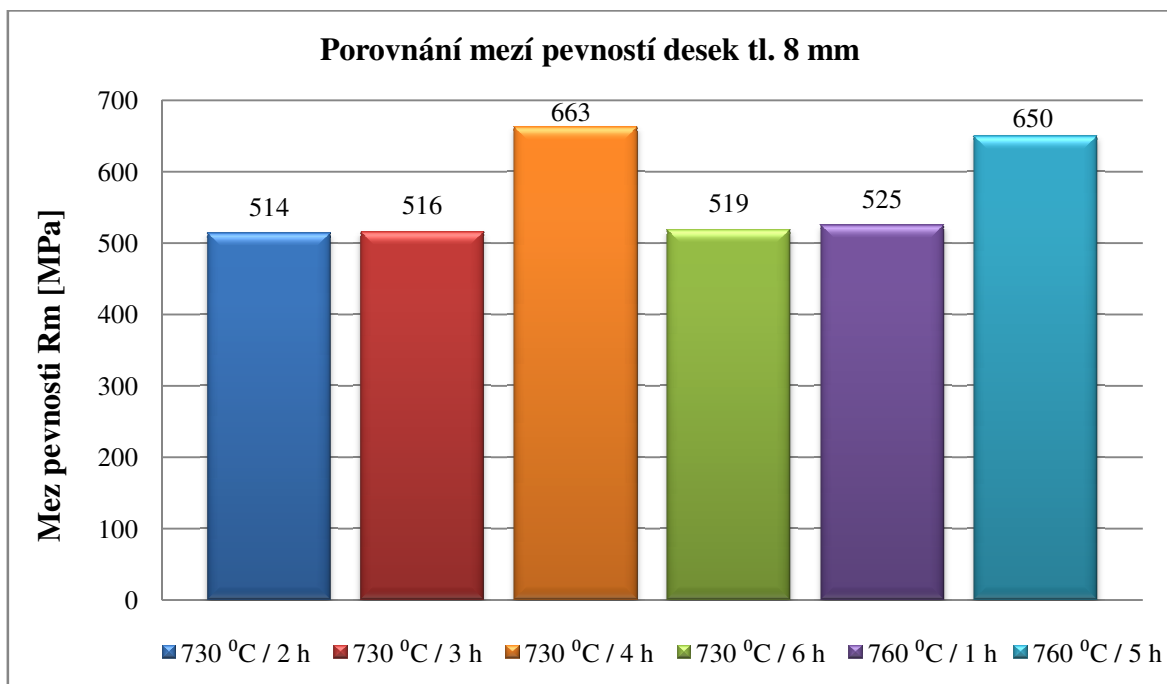
Destruktivní zkoušení svarových spojů bylo provedeno akreditovanou společností VÍTKOVICE TESTING CENTER s.r.o v Ostravě. S ohledem na získání potřebných údajů o mechanických vlastnostech zkoušených tupých svarových spojů, byly zvoleny tahové zkoušky, zkoušky tvrdosti a rázem v ohybu. Všechny potřebné výsledky mechanických zkoušek jsou v této práci uvedeny v následujících kapitolách v tabulkové či v grafické formě pro lepší přehlednost.

8.4.1 Příčná zkouška tahem

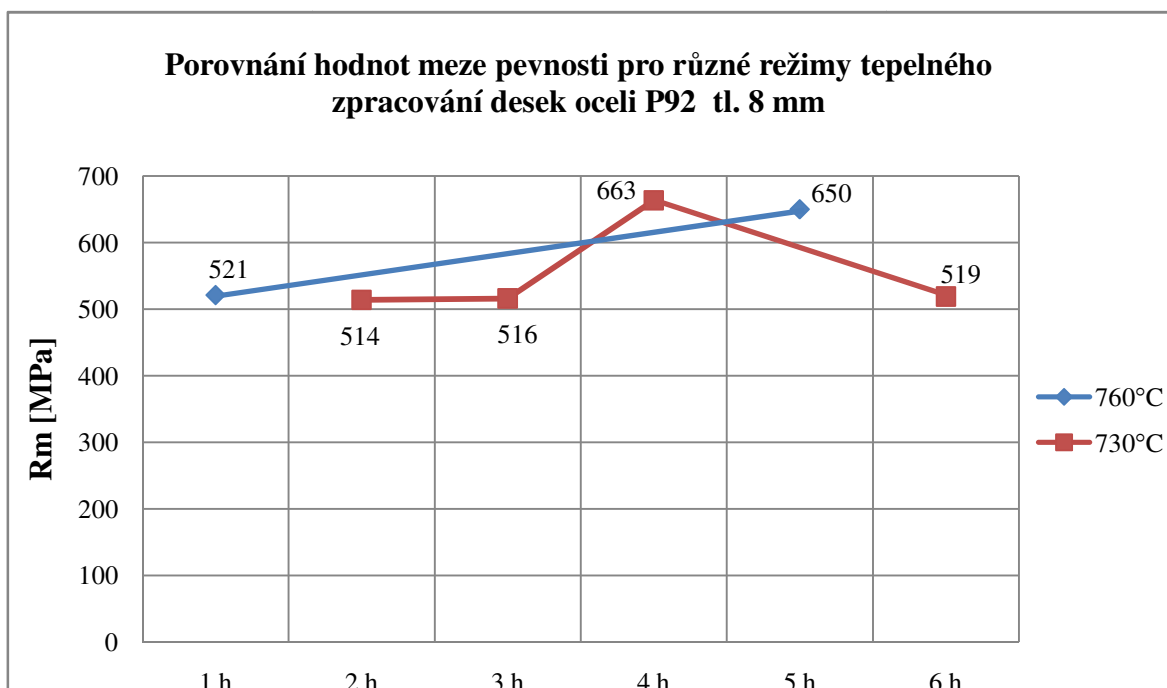
Příčné tahové zkoušky byly provedeny v souladu s normou ČSN EN ISO 4136. **Tabulka 14** zobrazuje naměřené hodnoty zkušebních vzorků při teplotě okolí 20 °C, ze kterých byly odebrány vždy 2 zkušební tyče. **Graf 1** zachycuje porovnání průměrných hodnot meze pevnosti v tahu R_m všech zkušebních desek v závislosti na aplikovaném režimu tepelného zpracování.

Tab. 14 – Výsledky příčných tahových zkoušek zkoušených desek z oceli P92 při teplotě 20 °C

Vzorek	Tepelné zpracování	Maximální zatížení [kN]	Průřez vzorku [mm ²]	R_m [MPa]	Průměrná hodnota R_m [MPa]	Místo lomu
730/2/2	730 °C / 2 h	106	204,1	519	514	Mimo svar
		102	200,8	508		
730/3/3	730 °C / 3 h	105	203,3	516	516	Mimo svar
		105	203,3	516		
1R - 2799	730 °C / 4 h	132	199,6	661	663	Mimo svar
		131	197	665		
730/6/4	730 °C / 6 h	103	205	502	519	Mimo svar
		107	200	535		
760/1/1	760 °C / 1 h	107	200	535	525	Mimo svar
		103	200	515		
760/5/5	760 °C / 5 h	129	200,8	642	650	Mimo svar
		132	200,8	657		



Graf 1 - Porovnání průměrných hodnot meze pevnosti v tahu všech svařených desek v závislosti na režimu tepelného zpracování



Graf 2 – Závislost průměrných hodnot meze pevnosti v tahu na různých režimech tepelného zpracování

8.4.1.1 Vyhodnocení příčné zkoušky tahem

Norma ČSN EN ISO 10216 – 2 stanovuje rozsah meze pevnosti v tahu oceli P92 při zkoušce za teploty 20 °C v rozmezí 620 až 850 MPa. Z výsledků je zřejmé, že nejlepších hodnot meze pevnosti v tahu se dosáhlo tepelným zpracováním 730 °C po dobu výdrže 4 hodin, jehož hodnota meze pevnosti činila 663 MPa. Dalším výhodným tepelným zpracováním z hlediska pevnosti bylo při 760 °C po dobu výdrže 5 hodin, kdy výsledná hodnota meze pevnosti nabývala hodnoty 650 MPa. Ostatní zkušební desky, jejichž hodnoty meze pevnosti se pohybují okolo hodnoty 520 MPa, jsou dle podmínek normy ČSN EN ISO 10216 – 2 nevyhovující. Prozatím není znám důvod, proč výsledné hodnoty meze pevnosti v tahu zkušebních desek 730/2/2, 730/3/3, 730/6/4 a 760/1/1 byly významně nižší, než hodnoty meze pevnosti v tahu desek 1R – 2799 a 760/5/5, které v průměru vykazovaly hodnoty meze pevnosti v tahu okolo 650 MPa. Nízké hodnoty meze pevnosti v tahu mohou být následkem delší doby výdrže na teplotě nebo vysoké teploty, to by však znamenalo, že při tepelném zpracování za 730 °C po dobu 2 hodin by byla hodnota meze pevnosti nejvyšší, což se nepotvrdilo.

Možností jak ověřit nízké hodnoty meze pevnosti v tahu zkoušených desek, může být kontrola tvrdosti ve všech oblastech svarového spoje. Velmi podstatnou zkouškou je kontrola stavu mikrostruktury v jednotlivých oblastech svarového spoje. Výsledná struktura zkušebních desek by mohla blíže objasnit, jaké jsou hlavní příčiny příliš nízkých hodnot meze pevnosti v tahu.

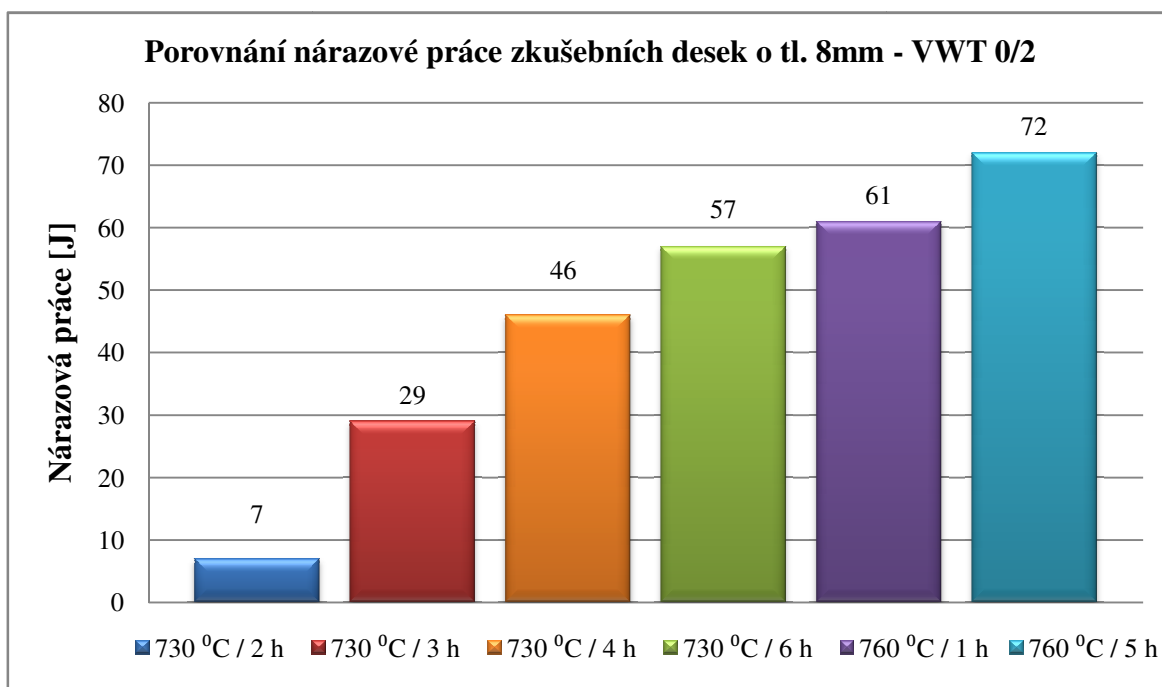
8.4.2 Zkouška rázem v ohybu

Zkouška rázem v ohybu musí být provedena v souladu s normou ČSN EN ISO 148 – 1 i ČSN EN ISO 15614 – 1. Další důležitou normou je ČSN EN ISO 9016, která se zabývá umístěním zkušebních tyčí a orientaci jejich vrubu. Zkouška rázem v ohybu vyžaduje použití zkušebních tyčí Charpy s V-vrubem, které budou orientované přes svar a musí být odebrané maximálně 2 mm pod povrchem základního materiálu. Vrub, který bude lokalizován v TOO svarového spoje, musí být 1 až 2 mm od hranice ztavení. Vrub umístěný ve svarovém kovu musí být v ose svaru. Ze všech zkušebních desek byly odebrány tyče velikosti (10 x 5) mm s V vrubem 2 mm. Zkušební tyče o velikosti (10 x 5) mm musí mít dle normy ČSN EN 1348012 minimální hodnotu nárazové práce 14 J.

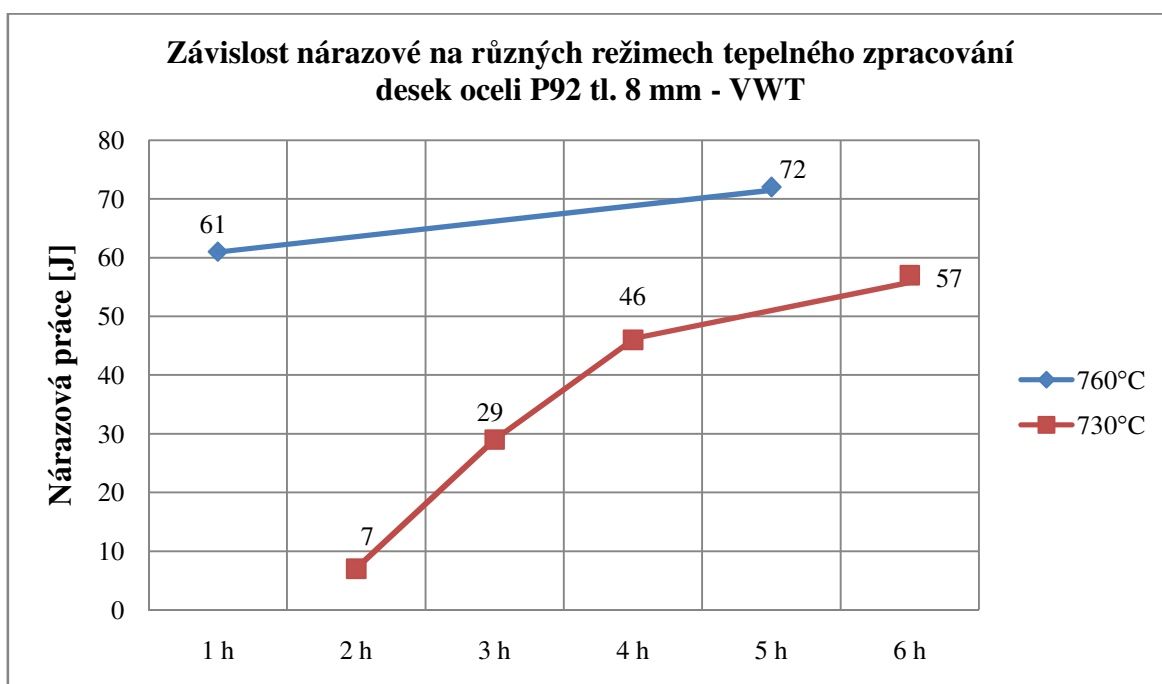
Zkušební tyče byly odebrány ze svarového kovu VWT 0/2 a z teplem ovlivněné oblasti VHT 2/2 (vysvětlení označení: V - Charpyho V vrub; W – Vrub umístěn ve svarovém kovu; H – Vrub umístěný v TOO; T – Vrub je kolmý k povrchu svarového spoje; 0/ - vrub v ose svaru; /2 – vrub je 2 mm pod povrchem svaru (nebo v TOO); 2/ - vrub je 2 mm od linie natavení). **Tabulka 15** zobrazuje souhrnné hodnoty nárazové práce všech zkušebních desek. Grafy uvedené níže, pak zobrazují srovnání průměrných hodnot nárazové práce ve svarovém kovu i teplem ovlivněné oblasti svarových spojů.

Tab. 15 – Výsledky hodnot nárazové práce v závislosti na režimu tepelného zpracování

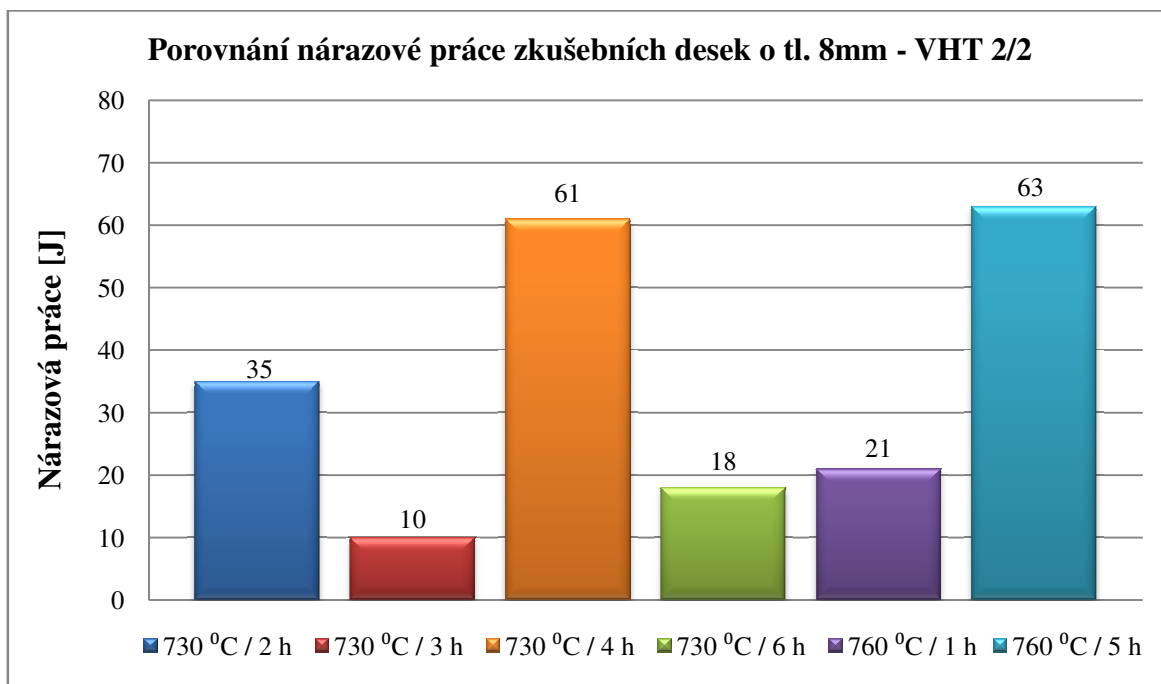
Vzorek	Tepelné zpracování	Místo vpichu svarového spoje	KV ₂ [J]	Průměrná hodnota KV ₂ [J]
730/2/2	730 °C / 2 h	VWT 0/2	7	7
			7	
			7	
		VHT 2/2	52	35
			34	
			20	
730/3/3	730 °C / 3 h	VWT 0/2	52	29
			25	
			10	
		VHT 2/2	10	10
			9	
			10	
1R - 2799	730 °C / 4 h	VWT 0/2	47	46
			44	
			48	
		VHT 2/2	68	61
			64	
			50	
730/6/4	730 °C / 6 h	VWT 0/2	55	57
			60	
			55	
		VHT 2/2	23	18
			15	
			17	
760/1/1	760 °C / 1 h	VWT 0/2	56	61
			51	
			75	
		VHT 2/2	19	21
			22	
			23	
760/5/5	760 °C / 5 h	VWT 0/2	58	72
			80	
			79	
		VHT 2/2	62	63
			64	
			64	



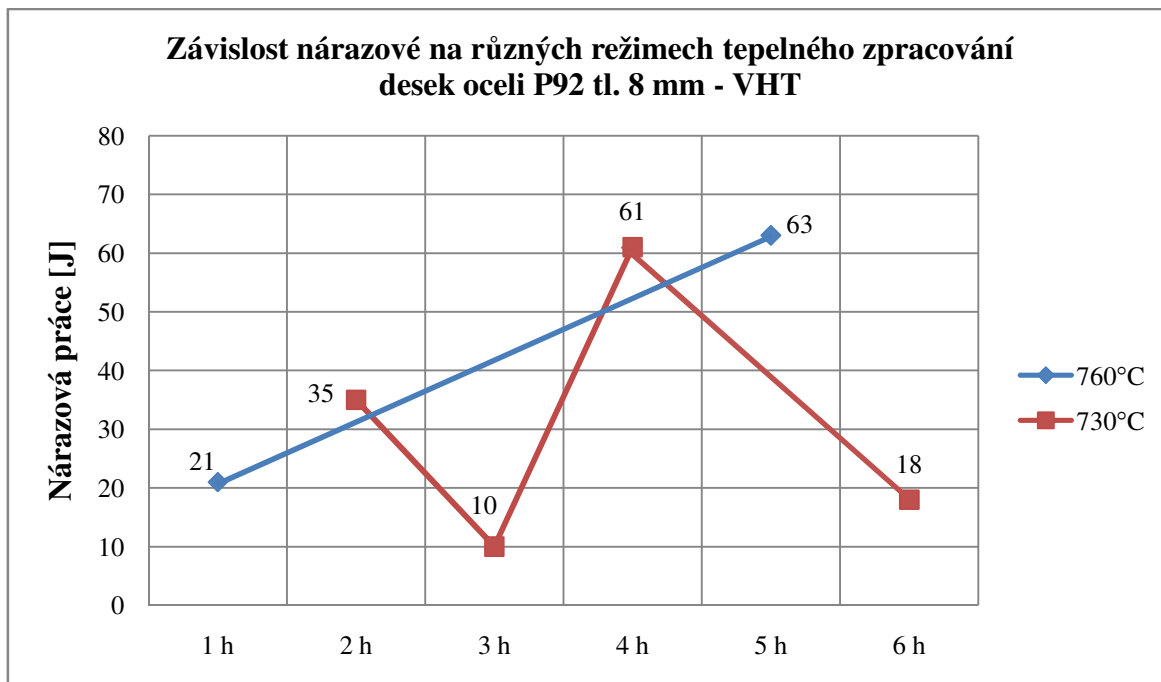
Graf 3 - Srovnání průměrných hodnot nárazové práce zkušebních desek s vrubem umístěným ve svarovém kovu VWT 0/2



Graf 4 – Závislost průměrných hodnot nárazové práce zkušebních desek s vrubem umístěným ve svarovém kovu - VWT na různých režimech tepelného zpracování



Graf 5 - Srovnání průměrných hodnot nárazové práce zkušebních desek s vrubem umístěným v TOO VHT 2/2 na různých režimech tepelného zpracování



Graf 6 – Závislost nárazové práce na různých režimech tepelného zpracování zkušebních desek s vrubem umístěným v TOO - VHT

8.4.2.1 Vyhodnocení zkoušek rázem v ohybu

Hlavním předpokladem pro vyhovující výsledky zkoušek rázem v ohybu je zachovat výsledné hodnoty nárazové práce nad požadovaným minimem, které je dle normy ČSN EN 13480 - 2 14J . Z výše uvedených grafů je zřejmé, že tomuto kritériu nevyhovovaly některé výsledky nárazové práce zkušebních desek.

Na **grafu 4** je zřetelné, že se stoupající teplotou a délkou výdrže na žíhací teplotě se zvyšují hodnoty nárazové práce ve svarovém kovu VWT 0/2. Vzorek 730/2/2, který byl tepelně zpracován při 730°C po dobu 2 hodin má hodnotu nárazové práce 7 J, což je nevyhovující. Nejlepších výsledků při umístění vrubu ve svarovém kovu dosáhnul vzorek 760/5/5 tepelně zpracovaný při 760°C po dobu 5 hodin, jehož hodnota nárazové práce činila 72 J.

Výsledné hodnoty nárazové práce zkoušených desek s vrubem umístěným v teplem ovlivněné oblasti neměly obdobný trend, jako hodnoty nárazové práce ve svarovém kovu. Nejnižšími hodnotami nárazové byla charakteristická deska 730/3/3 tepelně zpracovaná při 730 °C po dobu 3 hodin, jejíž hodnota činila 10 J, což je nevyhovující. Naopak nejvyšších hodnot se dosáhlo při tepelných zpracováních 730 °C po dobu výdrže 4 hodiny a 760 °C po dobu výdrže 5 hodin, jak je zobrazeno v **grafu 6**.

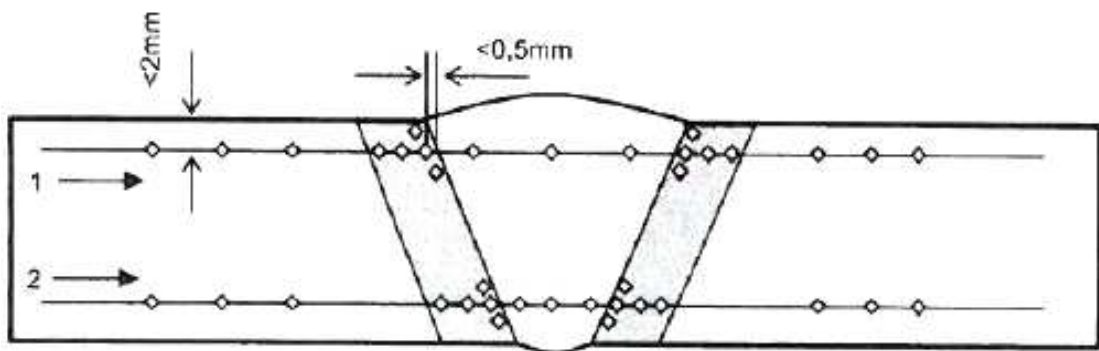
Z výsledků hodnot nárazové práce s vrubem umístěným ve svarovém kovu je jasné, že vzorky tepelně zpracované při 760 °C byly charakteristické vyššími hodnotami nárazové práce, než vzorky zpracované při 730°C. Vyšší teplota žíhání a delší výdrže na žíhací teplotě měli vliv na zvýšení hodnot nárazové práce ve svarovém kovu. Naopak měření hodnot nárazové práce v teplem ovlivněné oblasti nebylo charakteristické podobným trendem, jako tomu bylo ve svarovém kovu. Pripadá v úvahu zvážit, že při odběru zkušebních tyčí by nemusela být správně lokalizována linie natavení, proto lze očekávat u těchto hodnot odlišující se průběh trendu než u hodnot nárazové práce ve svarovém kovu.

Celkově je možné v našem případě vyslovit závěr, že z hlediska výsledků hodnot nárazové práce i meze pevnosti v tahu, by mohlo být nejvýhodnějším aplikovaným tepelným zpracováním 760 °C po dobu 5 hodin, kdy byly výsledky hodnot nárazové, jak ve svarovém kovu, tak v teplem ovlivněné oblasti svarového spoje jednoznačně nejvyšší.

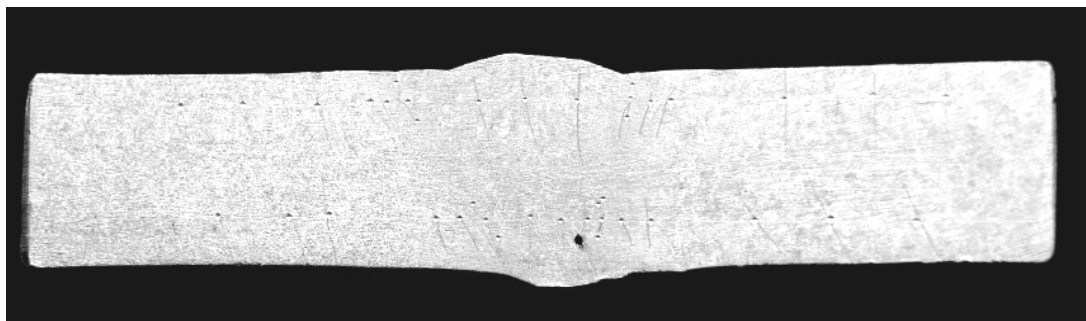
8.4.3 Zkouška tvrdosti

Zkoušky tvrdosti se provádějí dle Vickerse HV10 a musí být uskutečněny podle ČSN EN ISO 6507 – 1 a ČSN EN ISO 9015 – 1. U materiálů vykazujících tloušťky > 5 mm musí být provedeny dvě řady vtisků, které budou maximálně 2 mm pod spodním i horním povrchem svarového spoje. Je-li to možné, nejvhodněji se první vtisk v teplem ovlivněné oblasti svarového spoje umísťuje nejblíže k hranici ztavení. Abychom zaznamenali průběh tvrdosti v celém svarovém spoji je zapotřebí měřit tvrdost ve svarovém kovu, teplem ovlivněné oblasti a také v základním materiálu svarového spoje.

Zkoušení tvrdosti bylo provedeno podle Vickerse HV10 při teplotě okolí 20°C . Měření proběhlo v podpovrchové i kořenové oblasti základního materiálu, teplem ovlivněné oblasti a svarovém kovu. Na **obr. 22** je zobrazeno umístění jednotlivých vpichů ve svarovém spoji. Výsledné hodnoty průběhu tvrdosti v jednotlivých oblastech svarového spoje jsou uvedeny v **tab. 16**, kde podpovrchová vrstva je značena číslem 1 a kořenová vrstva číslem 2.



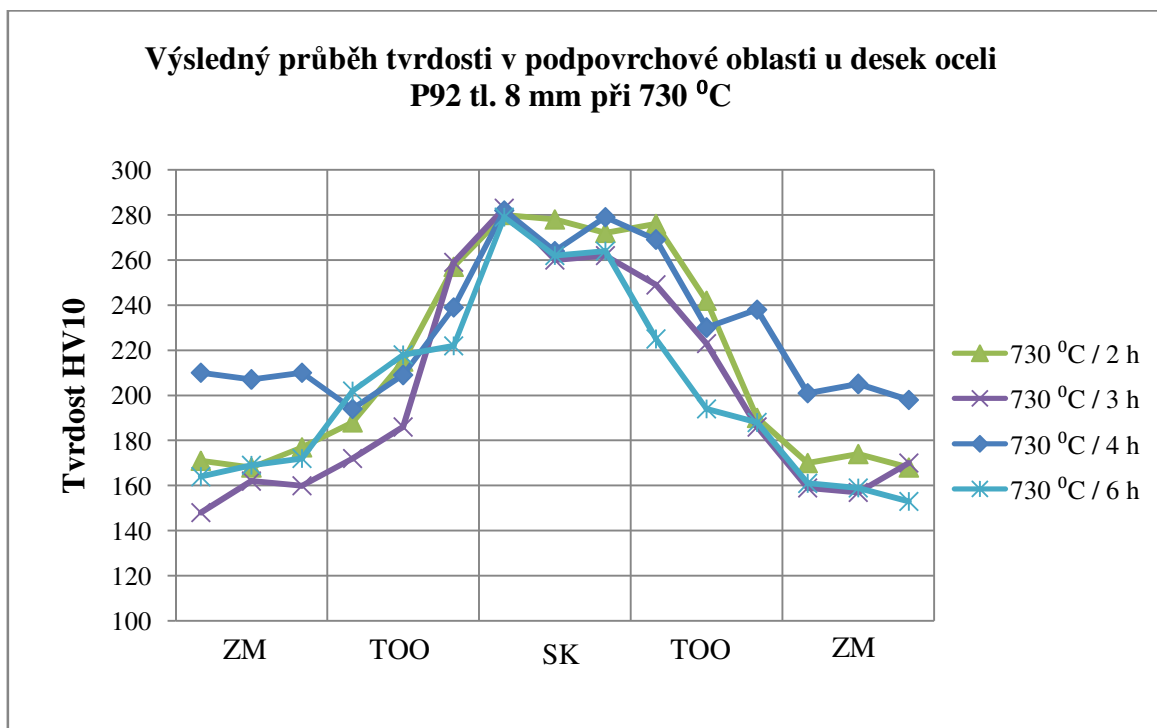
Obr. 22 – Schéma zkoušky tvrdosti tupého svarového spoje



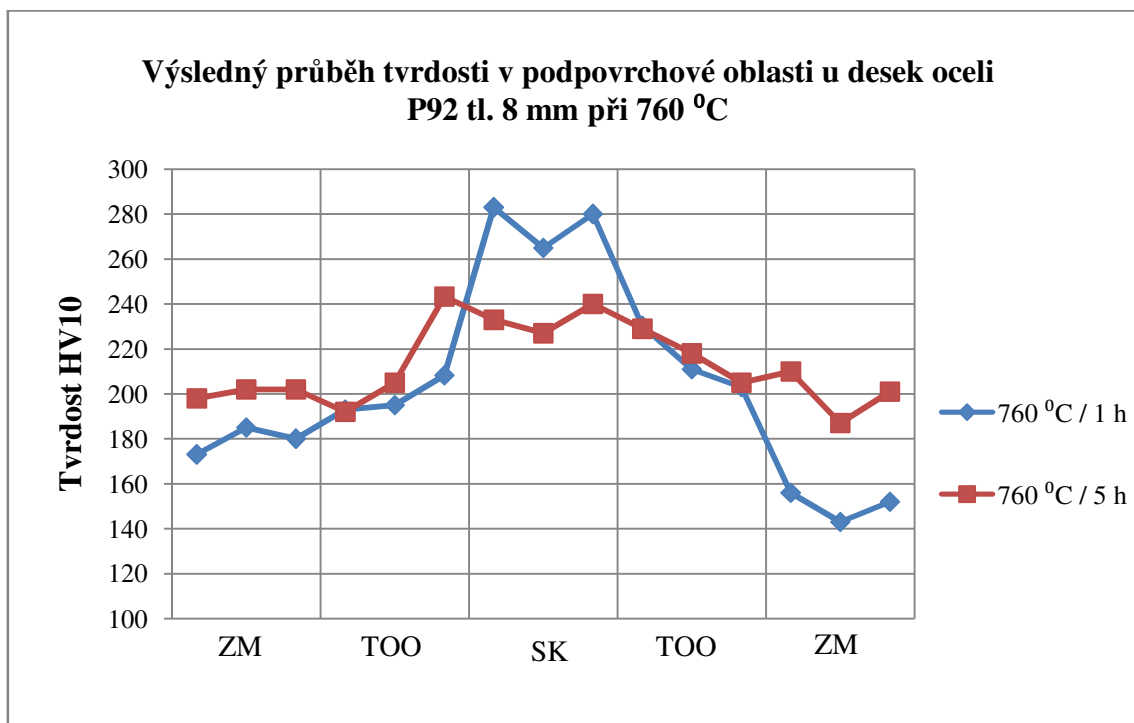
Obr. 23 – Příklad umístění vpichů na zkušební desce

Tab. 16 – Výsledky zkoušek tvrdosti v kořenové a podpovrchové vrstvě zkoušených desek
tloušťky 8 mm z oceli P92

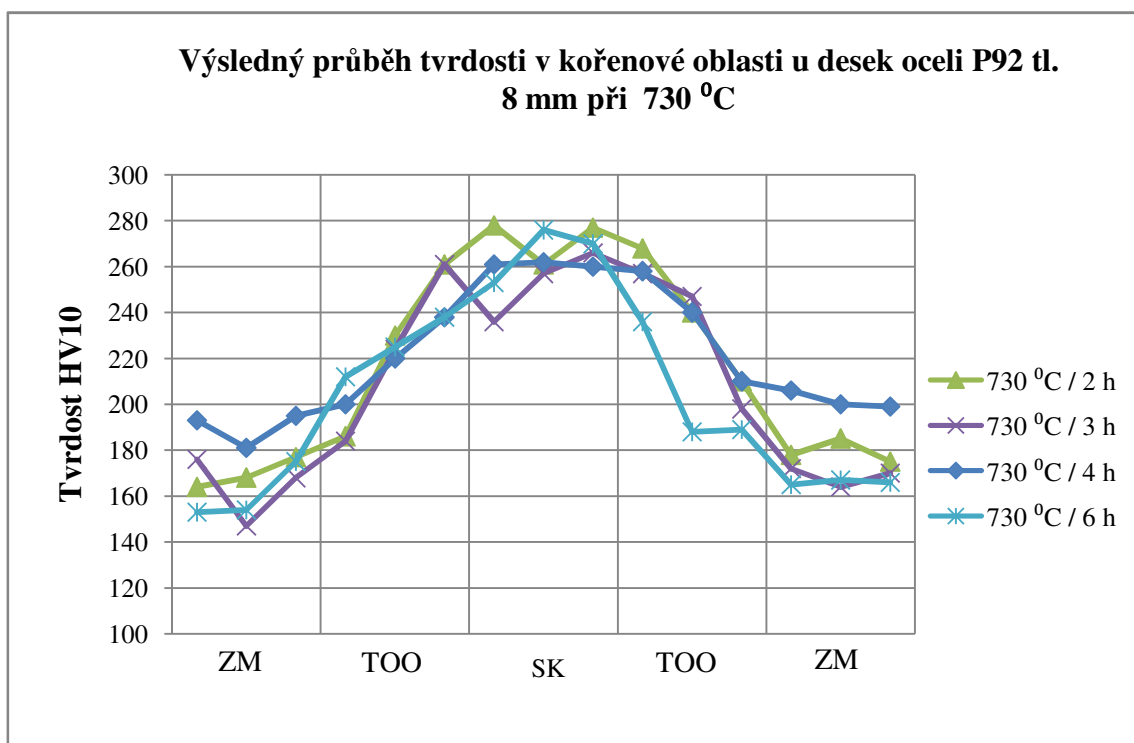
Vzorek	TZ	Oblast měření	ZM			TOO			SK			TOO			ZM		
730/2/2	730 °C / 2 h	(1)						247				292					
			171	168	177	188	215	255	280	278	272	278	242	190	170	174	168
								270				257					
		(2)						270				271					
			164	168	177	186	230	256	278	261	277	268	240	210	178	185	175
								258				264					
730/3/3	730 °C / 3 h	(1)						268				255					
			148	162	160	172	186	245	283	260	262	250	223	186	159	157	170
								263				242					
		(2)						258				255					
			176	174	168	184	224	261	236	257	266	246	247	198	172	164	170
								266				270					
1R - 2799	730 °C / 4 h	(1)						237				277					
			210	207	210	194	209	248	282	264	279	260	230	238	201	205	198
								233				271					
		(2)						237				252					
			193	181	195	200	220	240	261	262	260	259	240	210	206	200	199
								236				263					
730/6/4	730 °C / 6 h	(1)						225				201					
			164	169	172	202	2018	215	279	262	264	253	194	188	161	159	153
								227				221					
		(2)						242				227					
			153	154	175	212	225	235	253	276	270	247	188	189	165	167	166
								236				233					
760/1/1	760 °C / 1 h	(1)						208				226					
			173	185	180	193	195	205	283	265	280	199	211	203	156	143	152
								212				266					
		(2)						237				260					
			186	159	165	253	225	230	289	264	279	258	253	260	157	165	177
								243				266					
760/5/5	760 °C / 5 h	(1)						245				234					
			198	202	202	192	205	245	233	227	240	225	218	205	210	187	201
								240				228					
		(2)						240				242					
			205	199	202	212	228	258	227	245	242	249	242	232	212	203	212
								260				243					



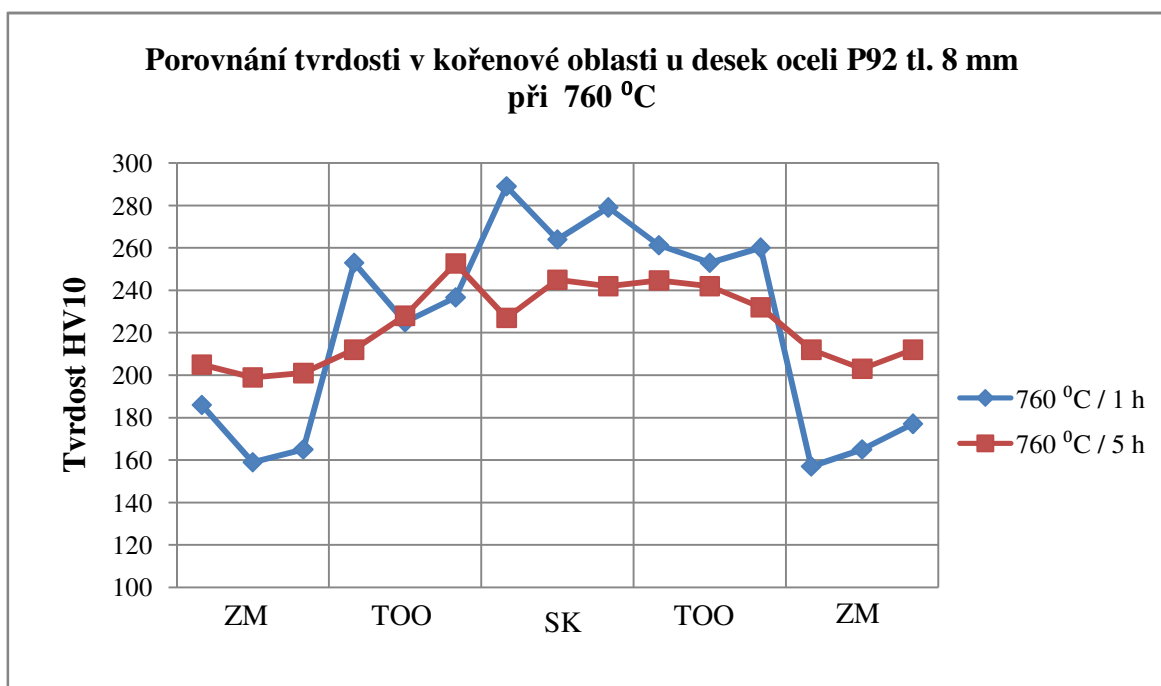
Graf 7 - Výsledné hodnoty tvrdosti v podpovrchové oblasti při tepelném zpracování 730 °C



Graf 8 - Výsledné hodnoty tvrdosti v podpovrchové oblasti při tepelném zpracování 760 °C



Graf 9 - Výsledné hodnoty tvrdosti v kořenové oblasti při tepelném zpracování 730 °C



Graf 10 - Výsledné hodnoty tvrdosti v kořenové oblasti při tepelném zpracování 760 °C

8.4.3.1 Vyhodnocení zkoušek tvrdosti

Zkoušky ukázaly, že nejvyšších průměrných hodnot tvrdosti HV10 ve svarovém kovu i v teplem ovlivněné oblasti, jak v podpovrchové i kořenové oblasti se dosáhlo u vzorku, který byl tepelně zpracován při 730 °C po dobu 2 hodin. Na uvedených grafech je zřetelné, že odlišné režimy tepelného zpracování neměly výrazně markantní vliv na rozdílné hodnoty tvrdosti zkušebních desek. Křivky tvrdosti se pohybují velmi obdobným trendem s mírnými odchylkami. Nejvyšší přípustná hodnota tvrdosti oceli P92 je dle normy ČSN EN ISO 15614 – 1 po tepelném zpracování 350 HV10. V případě této diplomové práce splňují uvedené kritérium všechny zkoušené svarové spoje. Celkově lze říci, že s ohledem na nejlepší výsledky hodnot tvrdosti v podpovrchové i kořenové vrstvě zkušebních desek by mohlo být nejlépe zvolené tepelné zpracování při 730 °C po dobu 4 hodin.

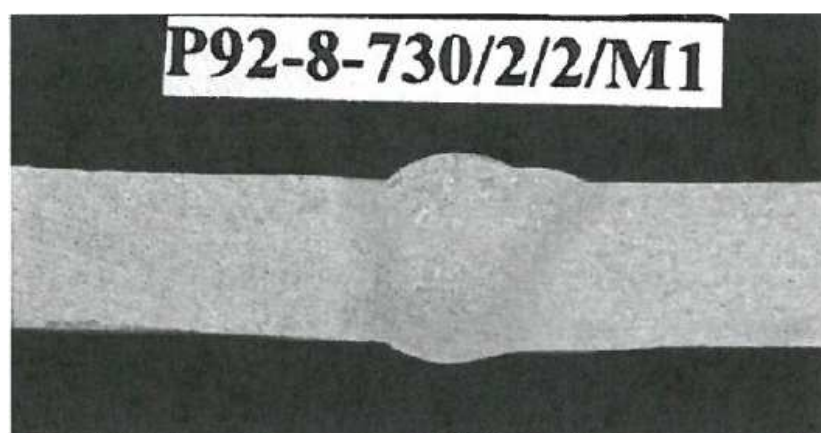
Při kontrole tvrdosti v oblastech základního materiálu, jak kořenové, tak v podpovrchové oblasti, byla hodnota tvrdosti HV10 příliš nízká. Hodnoty tvrdosti se u některých desek pohybovali příliš nízko, konkrétně kolem 170 HV10, což je pro ocel P92 neobvyklá hodnota. Jeden z důsledků by mohl být, že materiál byl po svařování příliš dlouhou dobu tepelně zpracován, nebo mohl samotný vstupní materiál vykazovat nízké hodnoty tvrdosti. Konečné potvrzení daného problému nám může přinést kontrola mikrostruktury, jejíž výsledky mohou prokázat, zda byl vstupní materiál před svařením zkušebních desek v pořádku.

8.5 Kontrola makrostruktury

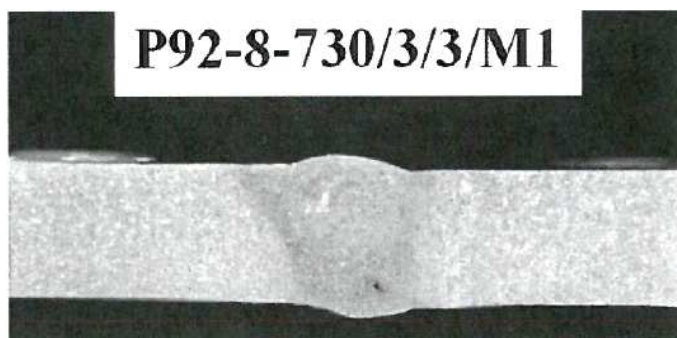
Kontrola makrostruktury vzorků byla provedena v souladu s normou ČSN EN ISO17639. Základem zmíněné zkoušky je naleptání již vybroušeného povrchu za pomoci činidla, abychom dosáhli dokonale viditelné makrostruktury. Zkušební vzorky 730/2/2, 730/3/3, 1R – 2799 a 730/6/4 byly naleptány způsobem potírání na vybroušenou plochu za pomoci činidla 15 % HNO_3 . Vzorky 760/1/ a 760/5/5 byly naleptány činidlem dle Adler – Mattinga. Zjišťování vad ve svarových spojích bylo uskutečněno zkušebním zařízením VTC 20/011 dle zkušebního postupu QI – VTC.20GEN – 0028. Na obrázcích níže byly zaznamenány snímky makrostruktury ve všech oblastech svarového spoje s 2 x zvětšením.

Tab. 17 – Vyhodnocení makrostruktury desek z oceli P92 o tloušťce 8 mm

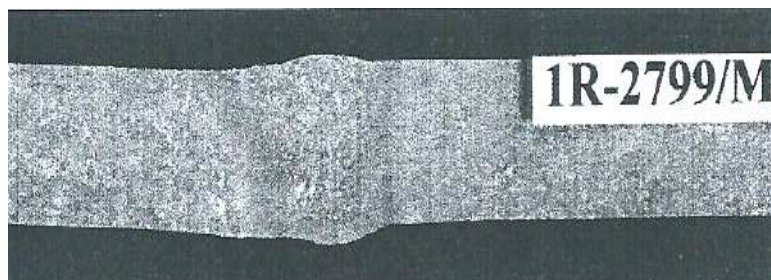
Vzorek	Tepelné zpracování [°C / h]	Šířka TOO [mm]	Makrostruktura vzorku	Vyhodnocení
730/2/2	730 °C / 2 h	max. 3,5	Bez vady	Vyhovující
730/3/3	730 °C / 3 h	max. 3	Protáhlý pór (h = 0,6 mm)	Vyhovující
1R – 2799	730 °C / 4 h	max. 3	Bez vady	Vyhovující
730/6/4	730 °C / 6 h	max. 2	Str. vměstek (h = 0,3 mm)	Vyhovující
760/1/1	760 °C / 1 h	max. 2	Bez vady	Vyhovující
760/5/5	760 °C / 5 h	max. 3	Bez vady	Vyhovující



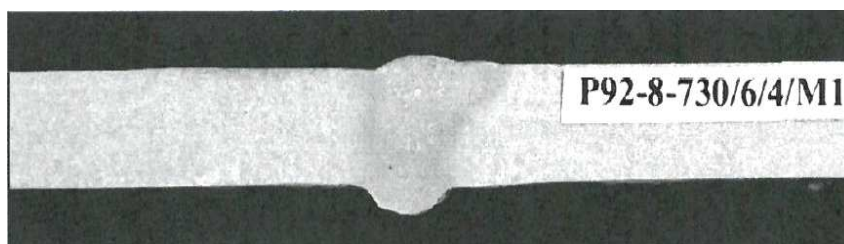
Obr. 24 - Makrostruktura vzorku 730/2/2, zvětšení 2x



Obr. 25 – Makrostruktura vzorku 730/3/3, zvětšení 2x



Obr. 26 – Makrostruktura vzorku 1R - 2799, zvětšení 2x



Obr. 27 – Makrostruktura vzorku 730/6/4, zvětšení 2x



Obr. 28 – Makrostruktura vzorku 760/1/1, zvětšení 2x



Obr. 29 – Makrostruktura vzorku 760/5/5, zvětšení 2x

8.6 Kontrola mikrostruktury

Vyhodnocení mikrostruktury zkušebních desek bylo provedeno v laboratoři Katedry mechanické technologie Vysoké školy báňské Technické univerzity v Ostravě. Pro vyhodnocení mikrostruktury a zjištění jejího vlivu na mechanické vlastnosti zkušebních desek byly kontrolovány vzorky 730/3/3 a 760/1/1. Snímky mikrostruktury byly u každé z vybraných desek kontrolovány v horní i kořenové části základního materiálu i svarového kovu.

Nejdříve byly vzorky 730/3/3 a 760/1/1 preparovány za tepla pomocí hmoty Multi Fast Green. Zalisování vzorků proběhlo pomocí zařízení Struers ProntoPress – 20, který je zobrazen na **obr. 30**. Následně se uskutečnilo broušení a poté leštění vzorků několika kotouči na stroji Struers TegraPol – 35. Způsob broušení a leštění byl proveden způsobem doporučeným výrobcem (metoda D) z důvodu, aby bylo dosaženo dokonale vyleštěného povrchu. Leštěné vzorky byly na závěr naleptány roztokem Villela Bain, z důvodu dosažení příznivějších výsledků mikrostruktury.



Obr. 30 – Lisovací zařízení Struers ProntoPress – 20

Kontrola mikrostruktury byla provedena metalografickým mikroskopem NEOPHOT 21, který je zobrazen na **obr. 31**. Výsledné snímky, které jsou uvedeny níže, byly pořízeny ve všech oblastech svarového spoje. Přesněji proběhla kontrola v oblasti svarového kovu, základního materiálu a teplem ovlivněné oblasti v podpovrchové i kořenové vrstvě zkoušených svarových spojů.

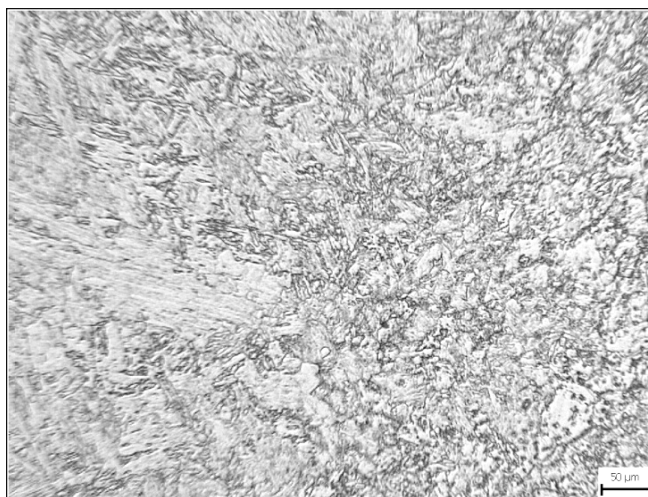


Obr. 31 – Mikroskop NEOPHOT 21

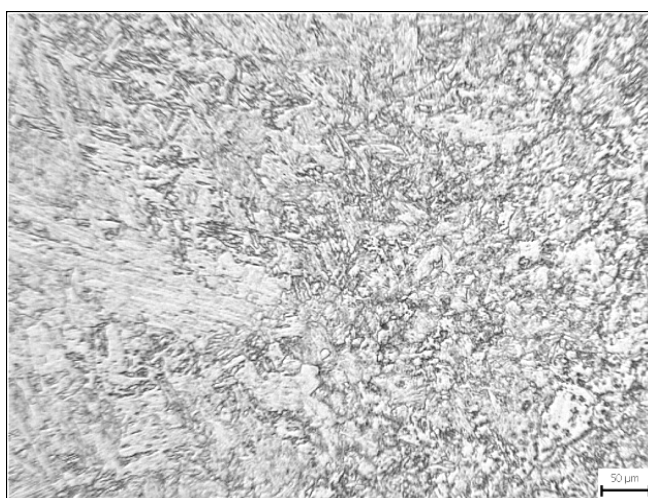
8.6.1 Mikrostruktura vzorku 730/3/3



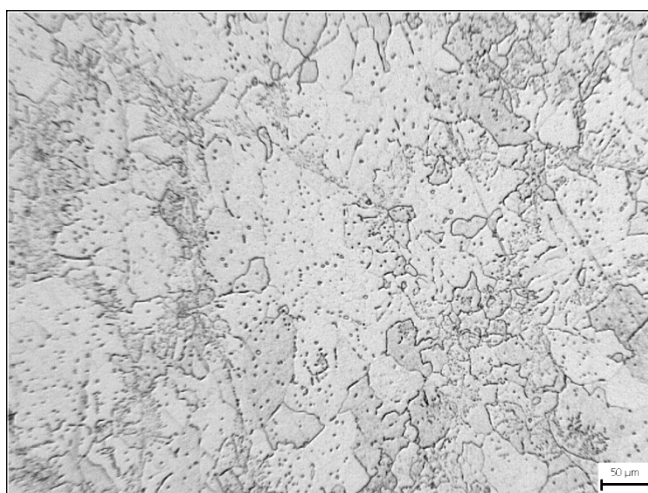
Obr. 32 – Horní licí struktura svarového kovu vzorku 730/3/3, zvětšení 200x



Obr. 33 – Mikrostruktura svarového kovu vzorku 730/3/3 ve 2/3 od povrchu, zvětšení 100x



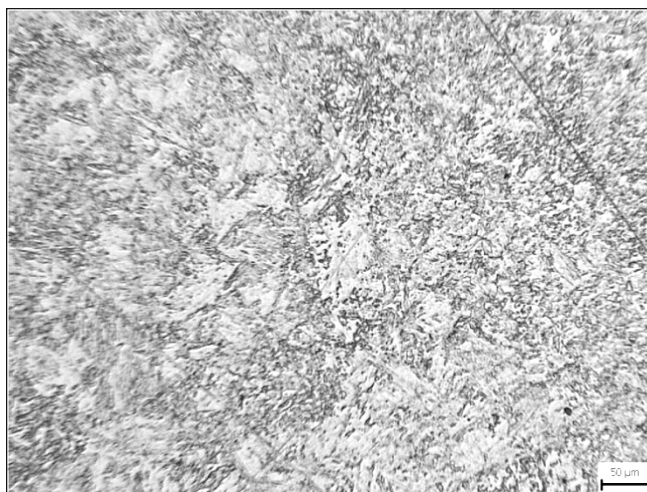
Obr. 34 – Mikrostruktura hranice ztavení v podpovrchové oblasti vzorku 730/3/3, zvětšení 100x



Obr. 35 – Mikrostruktura základního materiálu vzorku 730/3/3, levá horní část od osy svaru, zvětšení 100x



Obr. 36 – Mikrostruktura svarového kovu vzorku 730/3/3 v kořenové oblasti, zvětšení 200x



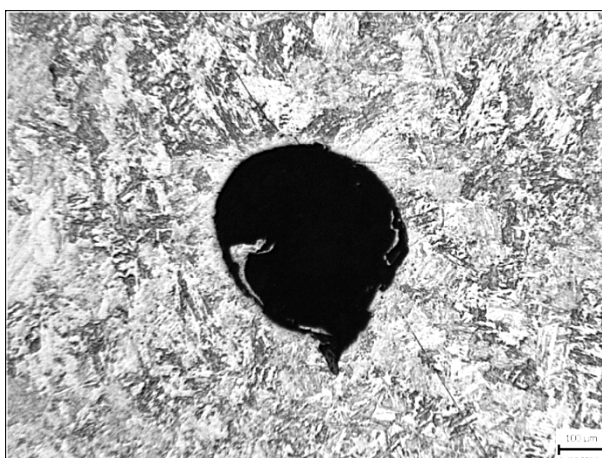
Obr. 37 – Mikrostruktura hranice z tavení v kořenové části vzorku 730/3/3, zvětšení 100x



Obr. 38 – Základní struktura vzorku 730/3/3 v kořenové oblasti, zvětšení 200x

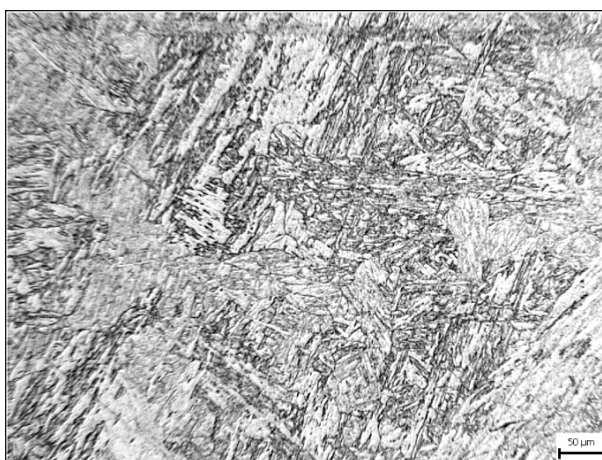


Obr. 39 – Struktura hranice ztavení s nálezem δ – feritu u vzorku 730/3/3 v kořenové oblasti, zvětšení 100x

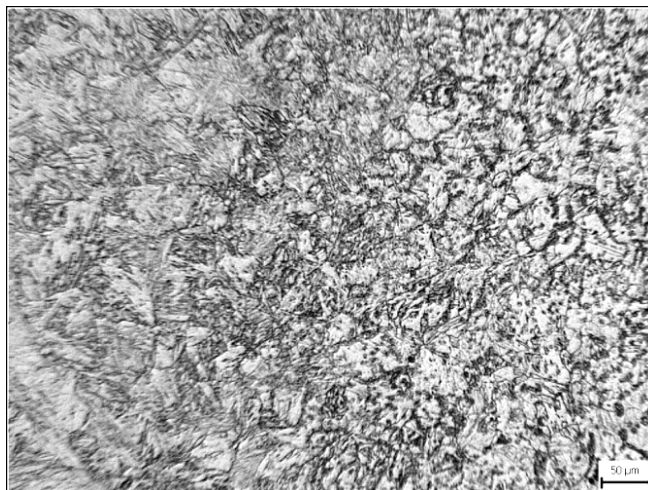


Obr. 40 – Vada ve svarovém kovu vzorku 730/3/3 ve 2/3 od povrchu, zvětšení 50x

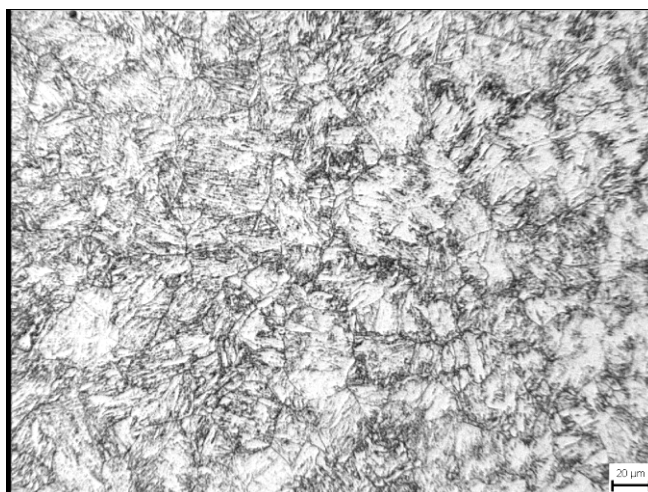
8.6.2 Mikrostruktura vzorku 760/1/1



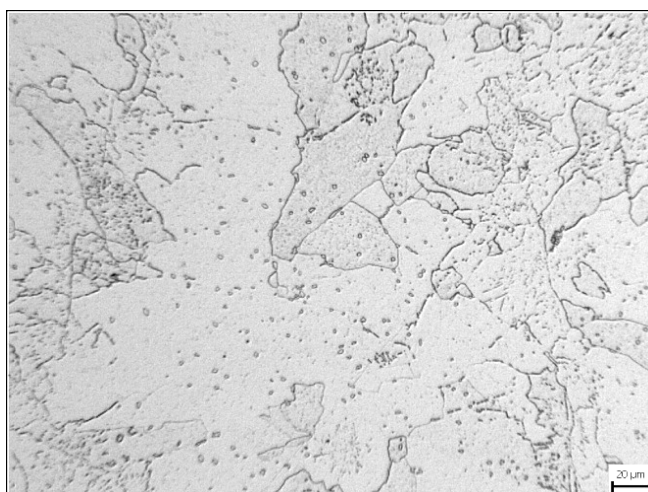
Obr. 41 – Mikrostruktura svarového kovu vzorku 760/1/1 v podpovrchové oblasti, zvětšení 100x



Obr. 42 – Mikrostruktura teplem ovlivněné oblasti vzorku 760/1/1 v podpovrchové oblasti, zvětšení 100x



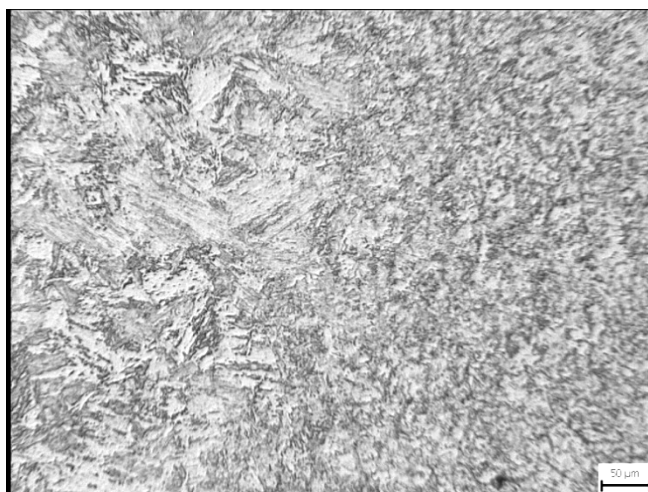
Obr. 43 – Struktura hranice z tavení vzorku 760/1/1 v podpovrchové oblasti, zvětšení 200x



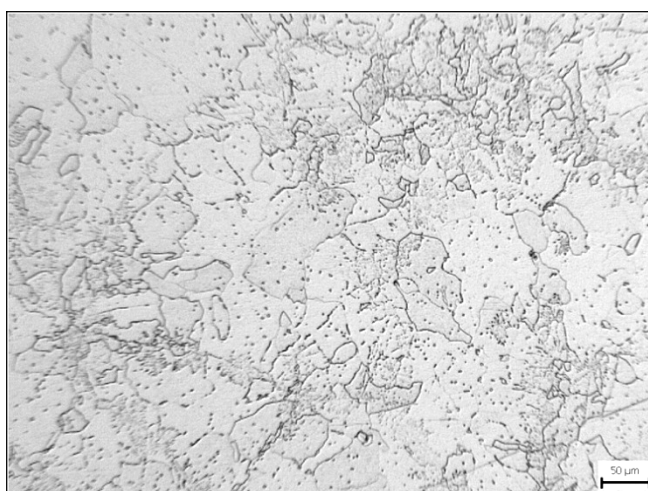
Obr. 44 – Mikrostruktura základního materiálu vzorku 760/1/1 v podpovrchové oblasti, zvětšení 200x



Obr. 45 – Mikrostruktura svarového kovu vzorku 760/1/1 v kořenové oblasti , zvětšení 100x



Obr. 46 – Mikrostruktura teplem ovlivněné oblasti vzorku 760/1/1 v blízkosti kořene , zvětšení 100x



Obr. 47 – Mikrostruktura základního materiálu vzorku 760/1/1 v kořenové oblasti, zvětšení 100x

8.6.3 Vyhodnocení mikrostruktury

Z výsledků kontroly mikrostruktury zkušebních desek 730/3/3 a 760/1/1 byly jasně zřetelné strukturní podobnosti v jednotlivých zónách materiálu. V obou případech byla zaznamenána celkově velmi popuštěná struktura tvořena zrnny feritu s četnými hrubými karbidy, velmi rozpadlým martenzitem a již vyloučenými precipitáty.

Podpovrchová oblast základního materiálu byla tvořena převážně zrnny feritu s hrubými karbidy a jemnějšími precipitáty. Hranice ztavení v podpovrchové oblasti vykazovala zhrublé karbidy a četné množství precipitátů vylučujících se po hranicích původních zrn. V podpovrchové části svarového kovu byly zaznamenány známky dendritického uspořádání s většinou primárními karbidy. Teplem ovlivněná zóna v podpovrchové oblasti svarového kovu byla charakteristická četným množstvím precipitátů vylučujících se po hranicích zrn.

V základním materiálu v kořenové oblasti byly zřetelné precipitáty a karbidy po hranicích zrn. Hranice ztavení v blízkosti kořene byla charakteristická velmi rozpadlou strukturou se známkami martenzitu a shluky precipitátů. Svarový kov v kořenové části vykazoval celkově rekrytalizovanou strukturu. V některých částech svarového spoje byly zaregistrovány mezi sebou propojené karbidy. U vzorku 730/3/3 byla v podpovrchové oblasti svarového kovu zjištěna vada typu póru s trhlinou, kterou zachycuje **obr. 40**. Byl také potvrzen obsah δ - feritu, jehož výskyt je zobrazen na **obr. 39**. U δ -feritu je důležitá forma jeho vyloučení. Vyskytuje-li se po hranici zrn, jeho vliv je velmi negativní na hodnoty creepové pevnosti. Pokud δ -ferit není vyloučen na hranici zrn, není pro vlastnosti svarových spojů z oceli P92 výrazně škodlivý.

Výsledky mikrostruktury zkušební desky tepelně zpracované při 760 °C byly charakteristické poněkud rozpadlejší strukturou, než jako tomu bylo při 730 °C. Z tohoto důvodu lze usuzovat, že aplikace vyšších teplot popouštění podstatně ovlivňuje strukturu.

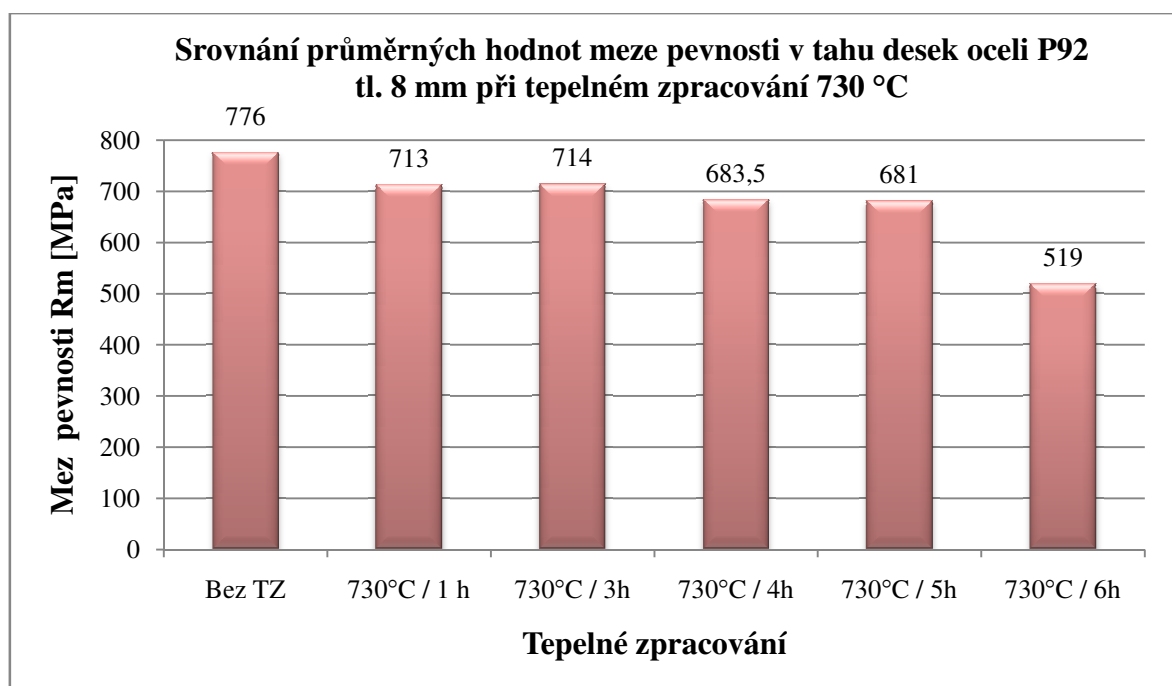
Celkově lze konstatovat, že kontrola mikrostruktury vybraných zkušebních desek potvrdila obavy, že základní materiál byl vystaven nevhodnému režimu tepelného zpracování, kdy výsledkem byla velmi vyžíhaná struktura. Strukturu základního materiálu tvořil převážně ferit s hrubými karbidy a se zbytky martenzitického uspořádání. Ve svarovém kovu jsme mohli zaregistrovat známky dendritického uspořádání s popuštěnou martenzitickou strukturou.

9 SROVNÁNÍ DOSAŽENÝCH VÝSLEDKŮ S VÝSLEDKY PŘEDEŠLÝCH EXPERIMENTŮ

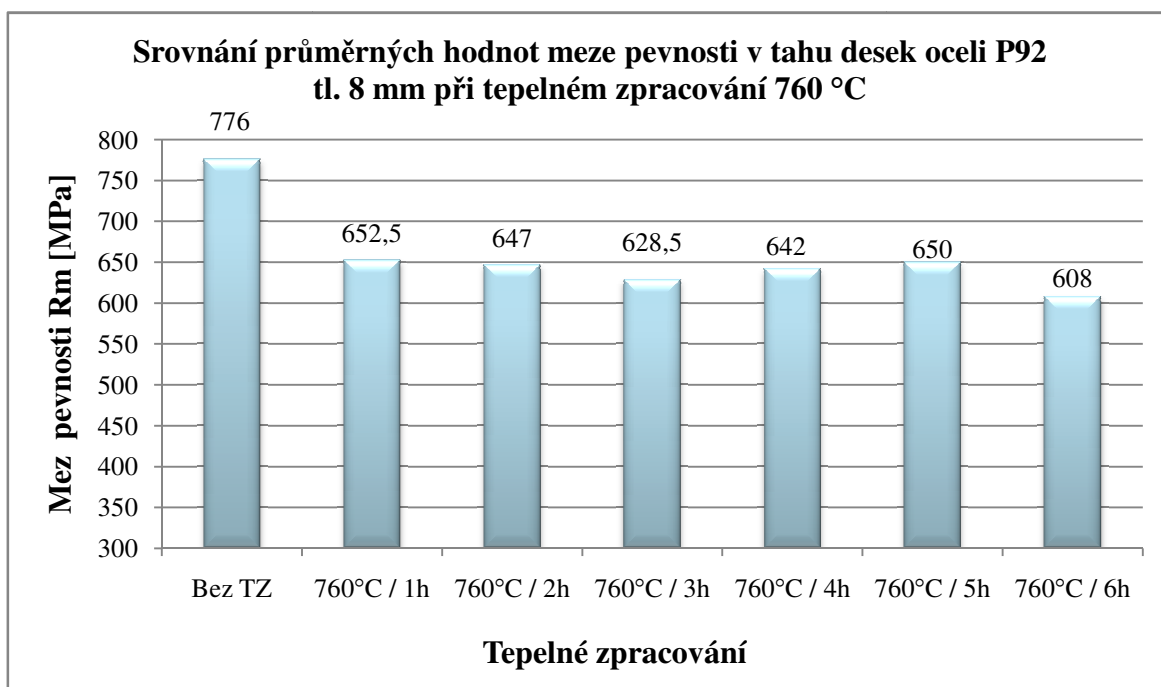
Výsledné hodnoty mechanických vlastností zkoušených desek o tloušťce 8 mm z oceli P92 jsem se rozhodl srovnat s předešlými experimenty, které se zabývaly totožnou problematikou. K vyslovení konečného závěru, jaké jsou vlivy odlišných režimů tepelného zpracování na mechanické vlastnosti zkoušených desek, jsem použil výsledky starších experimentů dle literatur [48, 49, 50].

9.1 Srovnání výsledků příčné zkoušky tahem

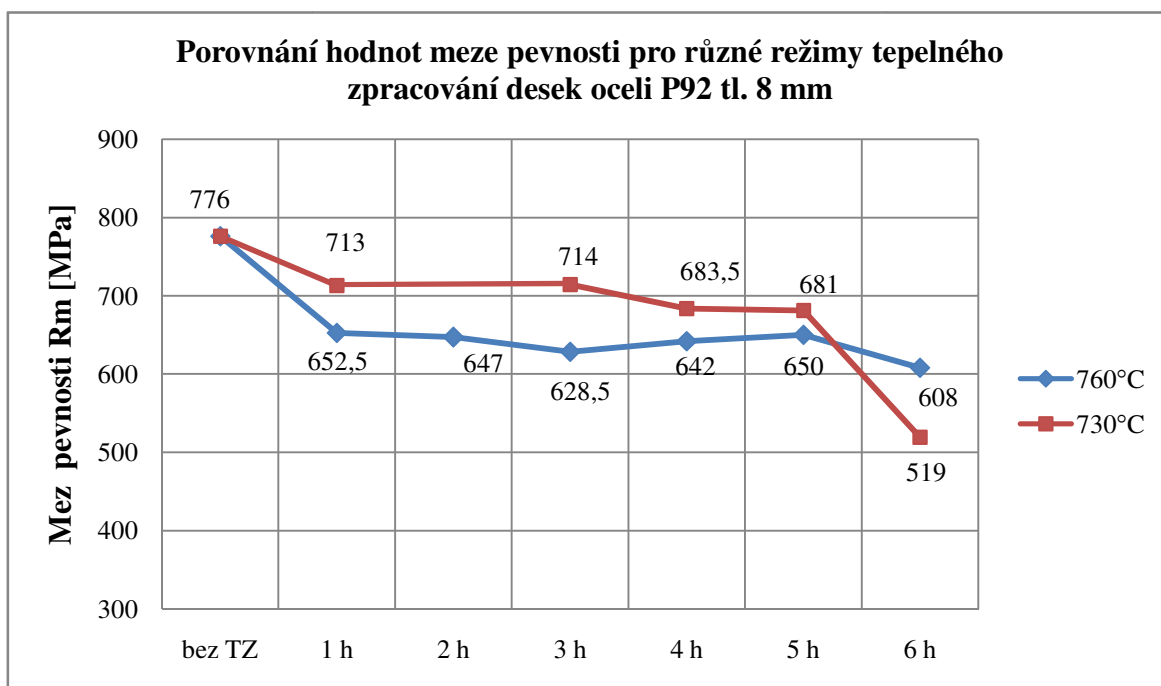
V následujícím **grafu 11** je zobrazeno srovnání výsledků hodnot meze pevnosti v tahu zkoušených desek s literaturou [48] při tepelném zpracování za 730 °C. **Graf 12** udává srovnání výsledků meze pevnosti v tahu s literaturami [49, 50].



Graf 11 - Porovnání průměrných hodnot R_m při tepelném zpracování 730°C



Graf 12 - Porovnání průměrných hodnot R_m při tepelném zpracování 760°C

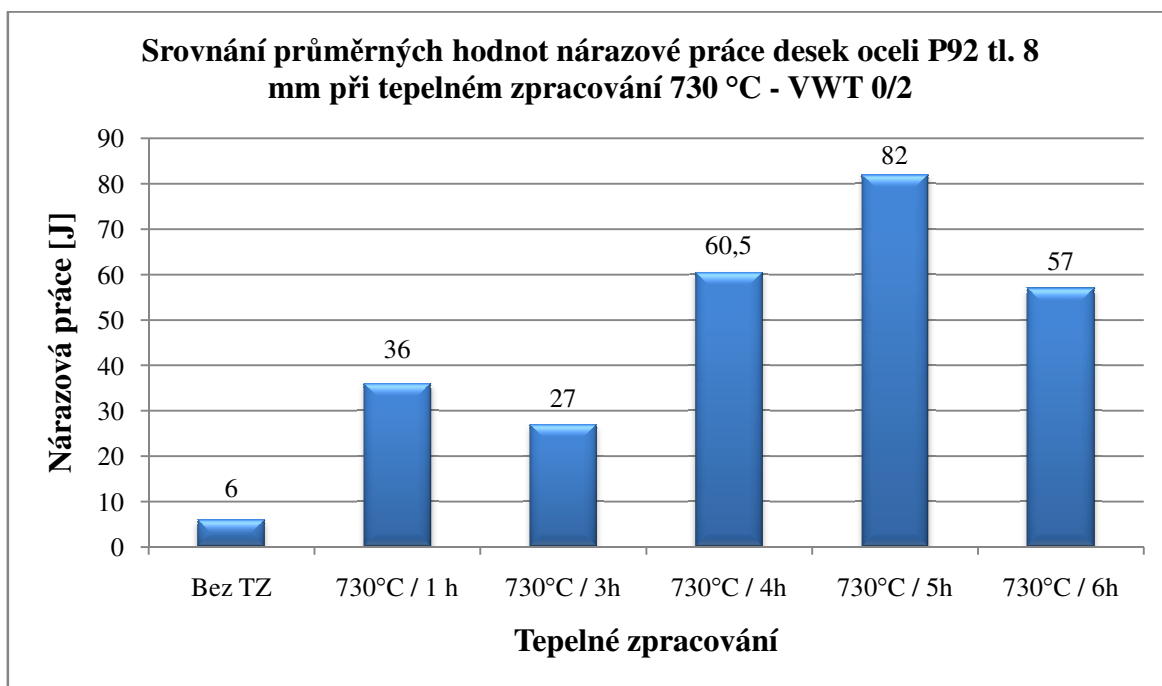


Graf 13 – Závislost meze pevnosti na různých režimech tepelného zpracování zkušebních desek

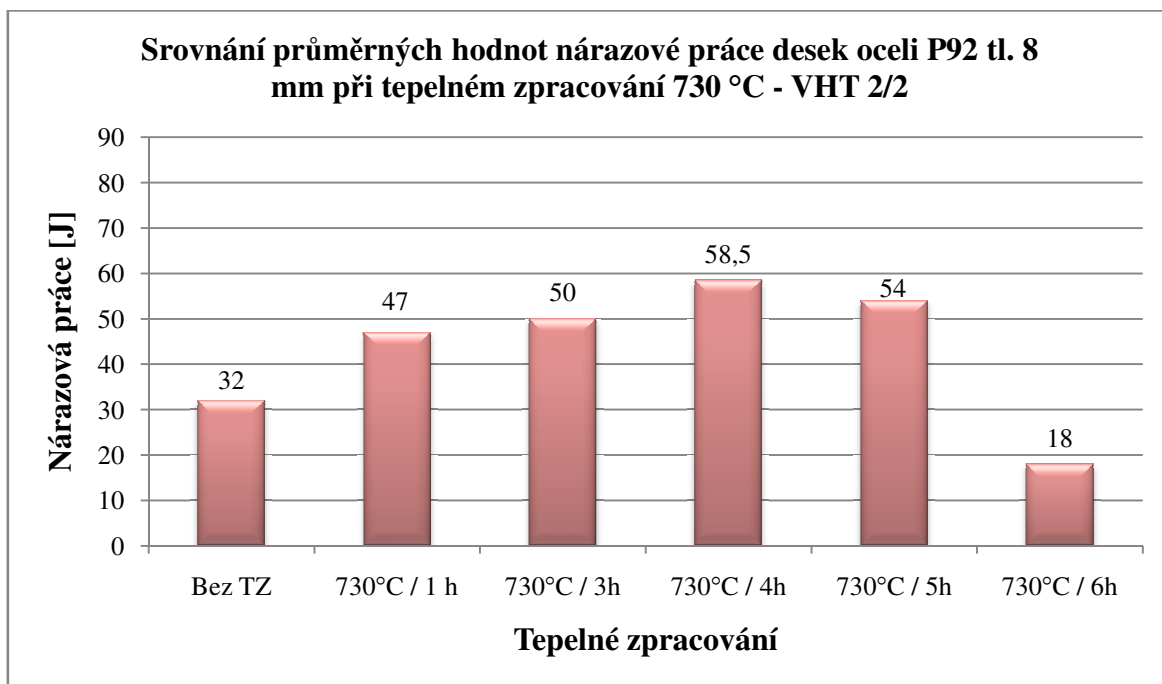
Do grafů pro srovnání mezí pevnosti s předešlými experimenty byly zahrnuty výsledky ze zkušebních desek 1R – 2799, 730/6/4 a 760/5/5, jejichž hodnoty meze pevnosti v tahu byly vyhodnoceny v rámci této diplomové práce.

Ze srovnání meze pevnosti zkoušených desek s předchozími výsledky je zřejmé, že vyšších hodnot meze pevnosti v tahu dosahují desky tepelně zpracované při teplotním režimu 730 °C. U zkušebních desek zpracovaných při 730 °C byly hodnoty meze pevnosti v průměru o 60 MPa vyšší, než při tepelném zpracování při 760 °C. Vyšší teplota má jednoznačný vliv na snížení meze pevnosti v tahu všech zkoušených desek. Jednou z nejvýhodnějších variant se jeví tepelné zpracování při 730 °C po dobu výdrže na teplotě 4 hodiny. Další možnou variantou je užití tepelného zpracování při 730 °C po dobu 5 hodin.

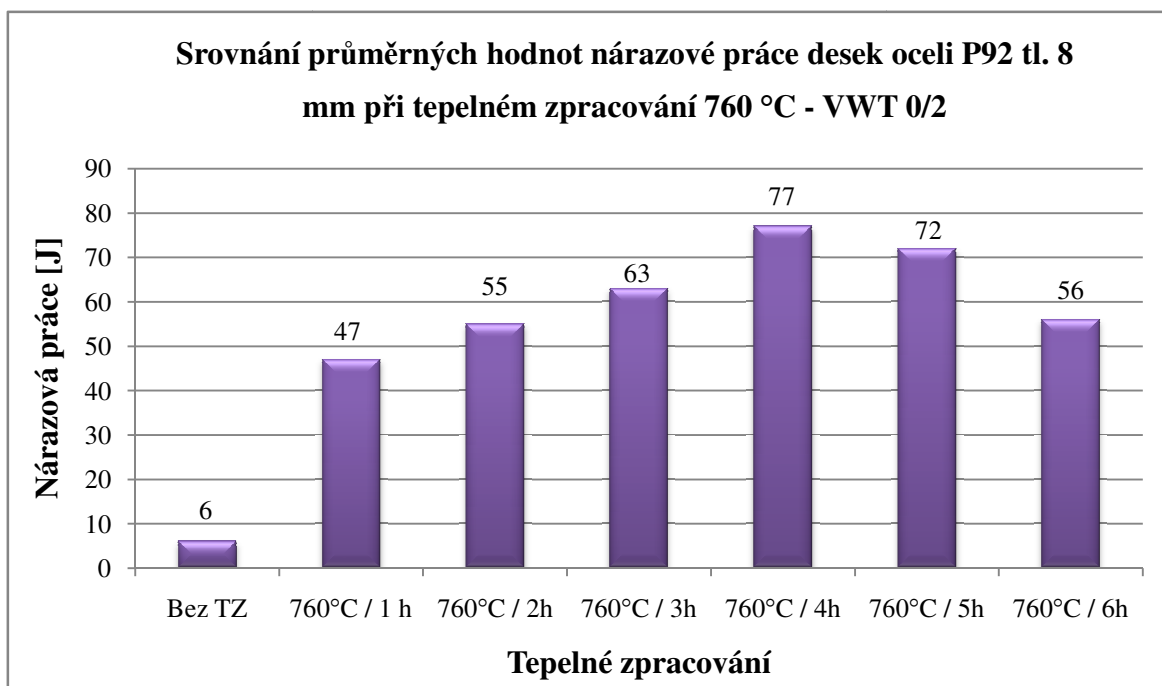
9.2 Srovnání výsledků zkoušky rázem v ohybu



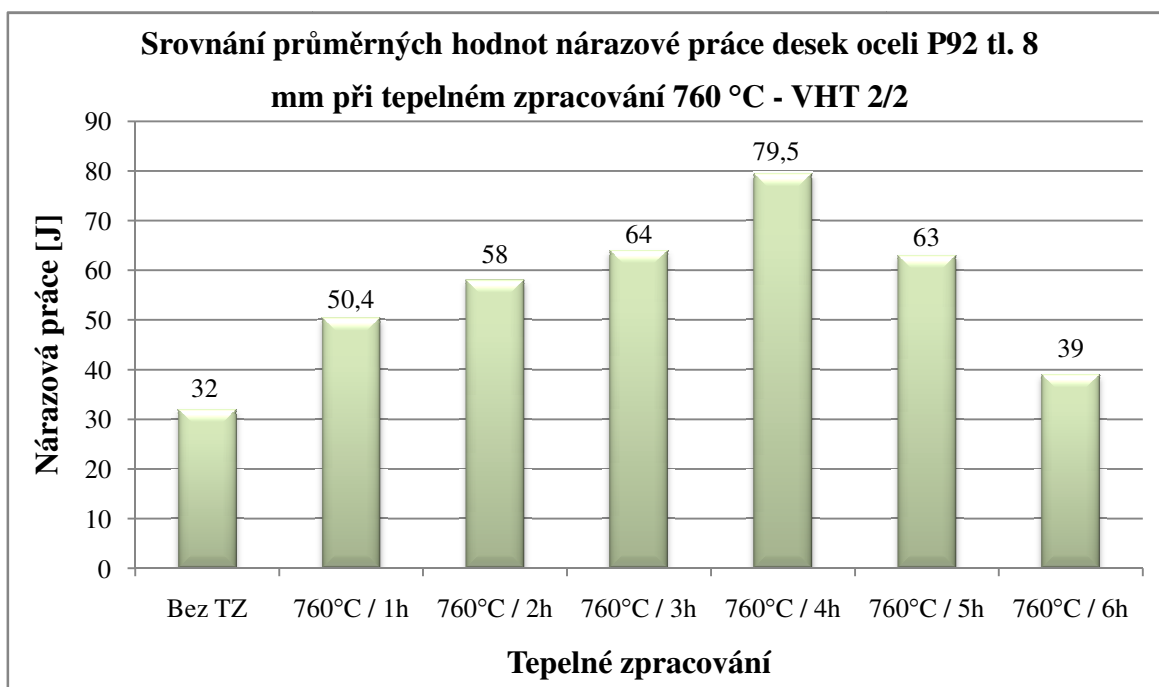
Graf 14 – Porovnání průměrných hodnot nárazové práce VWT při tepelném zpracování 730 °C



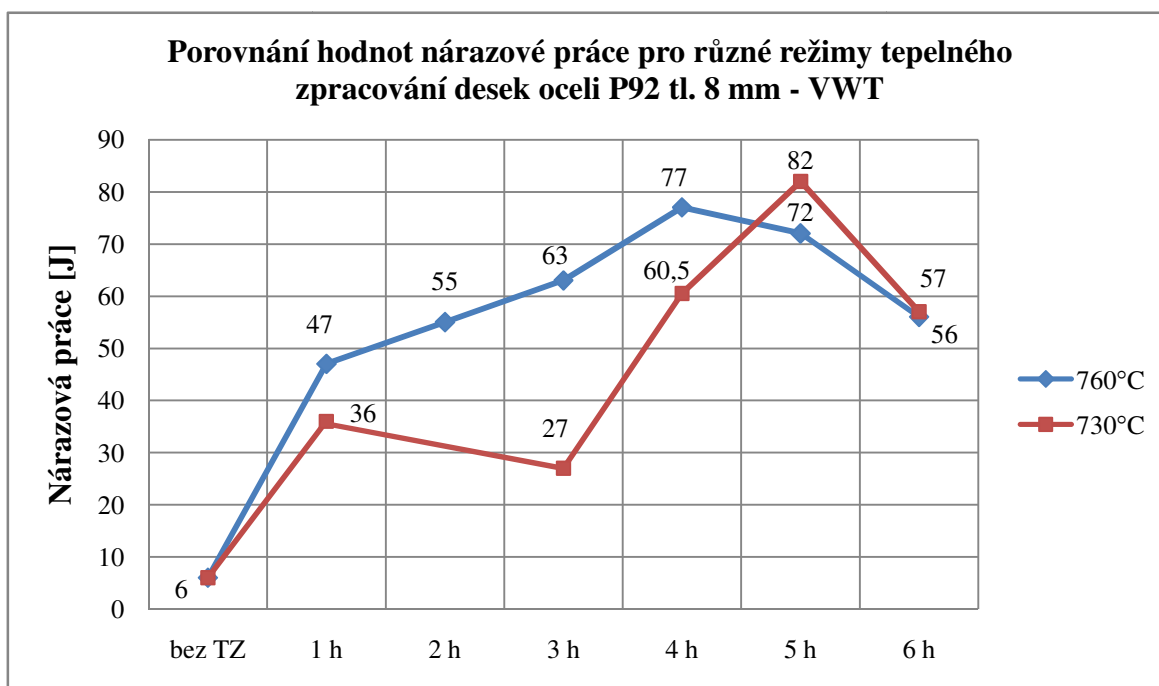
Graf 15 – Porovnání průměrných hodnot nárazové práce VHT při tepelném zpracování 730 °C



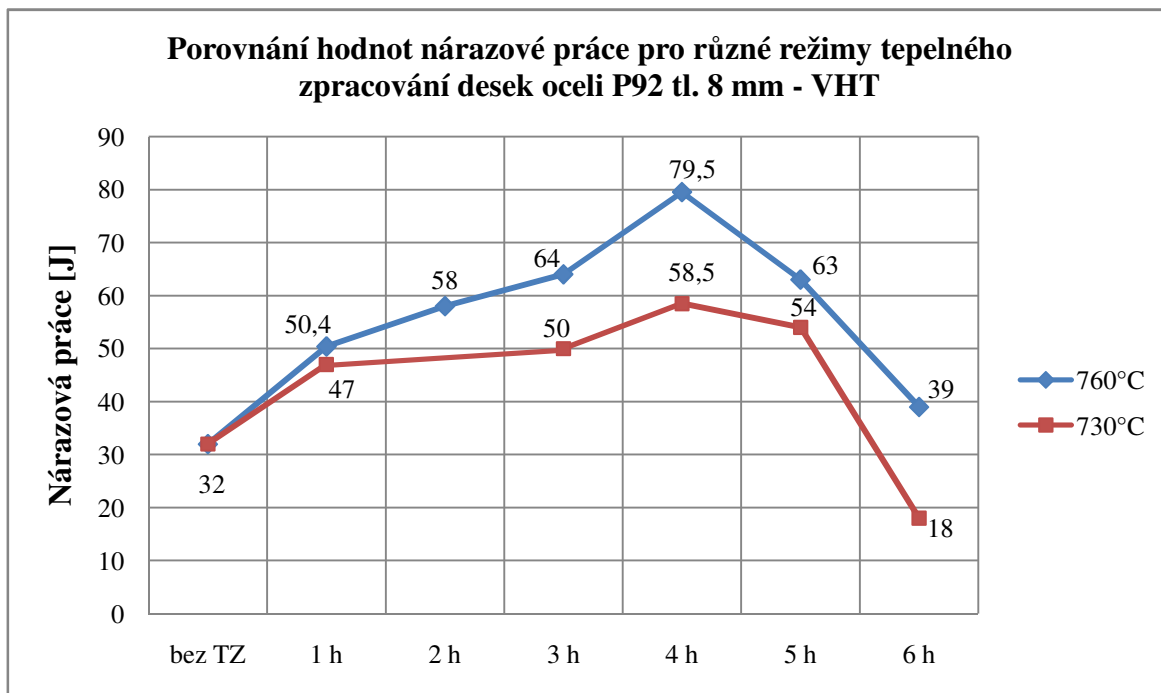
Graf 16 – Porovnání průměrných hodnot nárazové práce VWT při tepelném zpracování 760°C



Graf 17 – Porovnání průměrných hodnot nárazové práce VHT při tepelném zpracování 760 °C



Graf 18 – Závislost nárazové práce VWT na různých režimech tepelného zpracování zkušebních desek



Graf 19 – Závislost nárazové práce VHT na různých režimech tepelného zpracování zkušebních desek

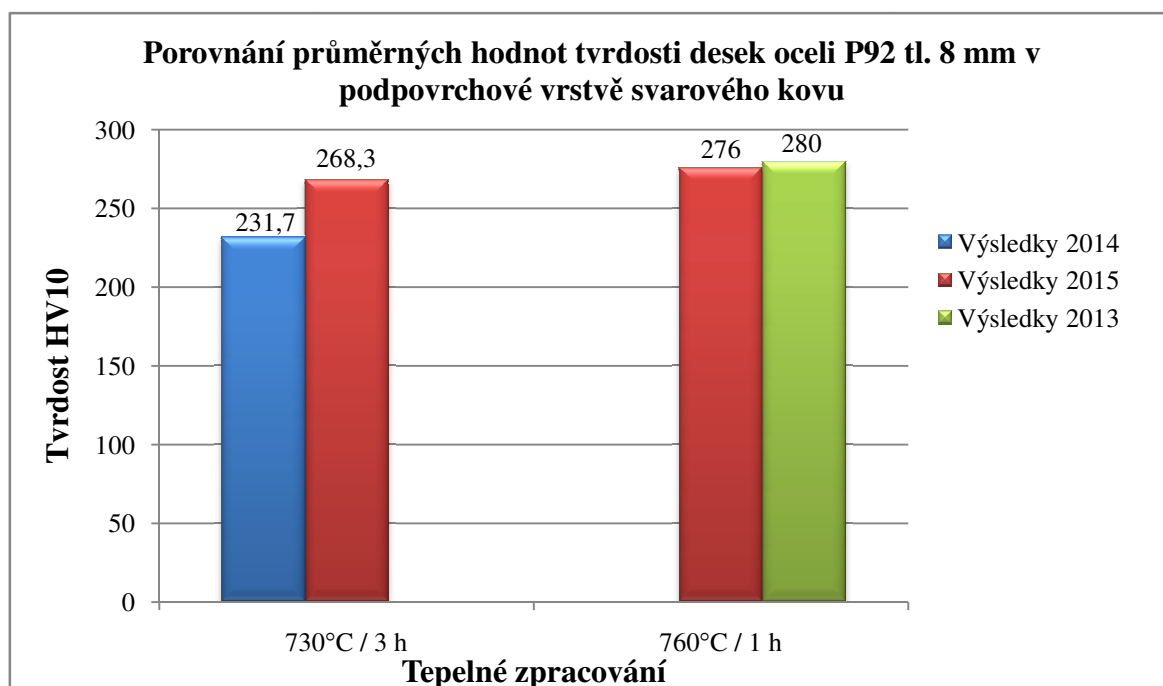
Do grafů pro srovnání výsledných hodnot nárazové práce s předešlými experimenty byl vyloučen výsledek zkušební desky 730/2/2, jehož hodnoty nárazové práce byly vyhodnoceny v rámci této diplomové práce. Výsledky byly vyloučeny z důvodu příliš nízkých hodnot nárazové práce, jelikož znehodnocovaly výsledky předešlých experimentů.

Nejvyšších hodnot nárazové práce ve svarovém kovu se dosáhlo u tepelného zpracování 730 °C po dobu 5 hodin, kdy hodnota činila 82 J. S výsledných hodnot nárazové práce je jasně zřetelné, že při tepelném zpracování při 760 °C se dosahuje souhrnně vyšších hodnot nárazové práce ve svarovém kovu.

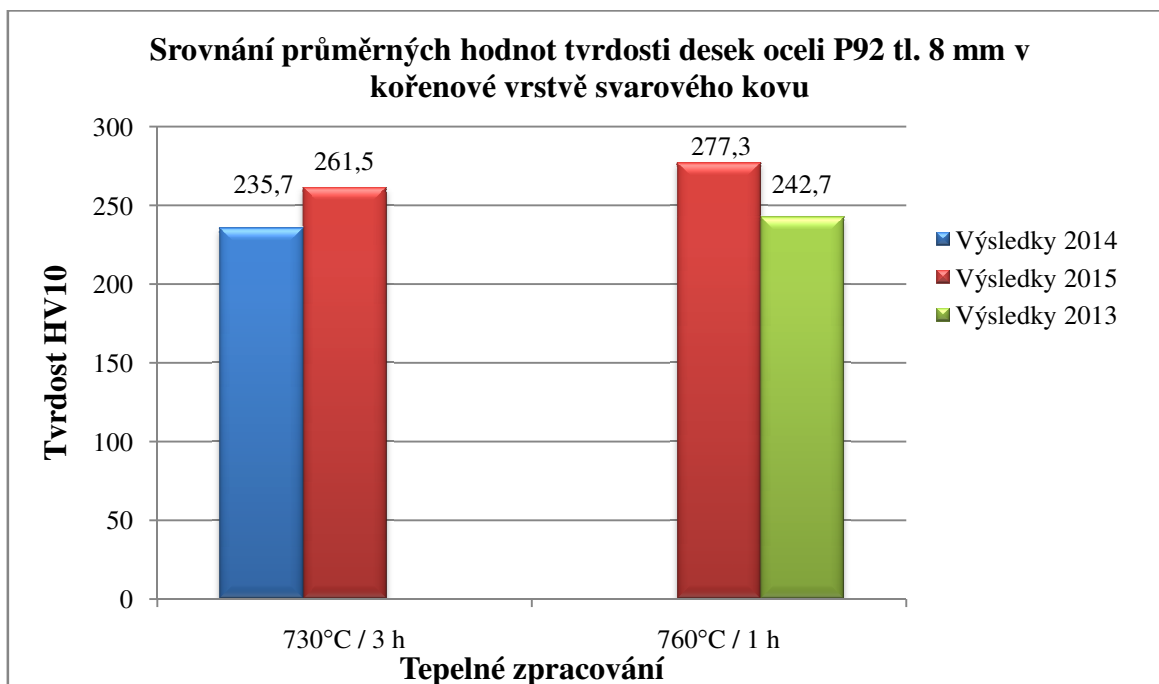
Hlavní důraz je kladen na hodnoty nárazové práce naměřené v oblasti svarového kovu – VWT. Nejvyšších hodnot nárazové práce ve svarovém kovu bylo dosaženo tepelným zpracováním 730°C po dobu výdrže 5 hodin, kdy hodnota nárazové činila 82 J. S ohledem na ostatní mechanické vlastnosti, jako je například mez pevnosti v tahu, je výhodnější volit tepelné zpracování 730 °C při delších dobách výdrže než 3 hodiny a zároveň nižších než 6 hodin, kdy výše hodnot nárazové práce je stále dostatečně vysoká. Proto bude výhodné zvolit tepelné zpracování při teplotě 730 °C po dobu výdrže 4 nebo 5 hodin. Při delší době výdrže, jako je například 6 hodin, již dochází k poklesu hodnot nárazové práce, tak hodnot meze pevnosti v tahu ve svarovém kovu i teplem ovlivněné oblasti svarového spoje.

9.3 Srovnání výsledků zkoušky tvrdosti

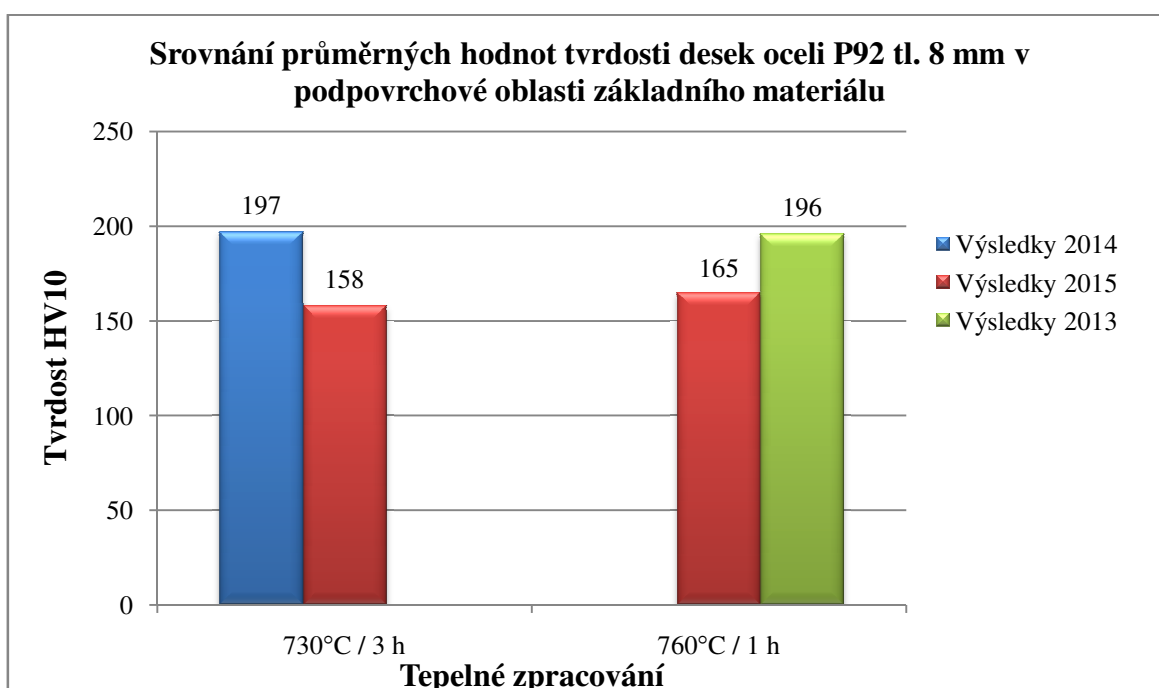
V této kapitole jsou v grafickém provedení znázorněny a srovnány výsledky zkoušek tvrdosti HV10 s předešlými experimenty dle literatury [47, 48, 49]. Při kontrole mikrostruktury vybraných desek se zjistilo, že základní vstupní materiál vykazoal již nevyhovující strukturu před svařováním. Nevhodně zvolené tepelné zpracování před svařováním vedlo k rozpadu martenzitické struktury. S ohledem na potvrzení tohoto zjištění byly v této kapitole porovnávány hodnoty tvrdosti z oblasti svarového kovu a zejména z oblasti základního materiálu v podpovrchové i kořenové vrstvě. Porovnání bylo provedeno pro stejné režimy tepelného zpracování, jaké byly použity v tomto experimentu.



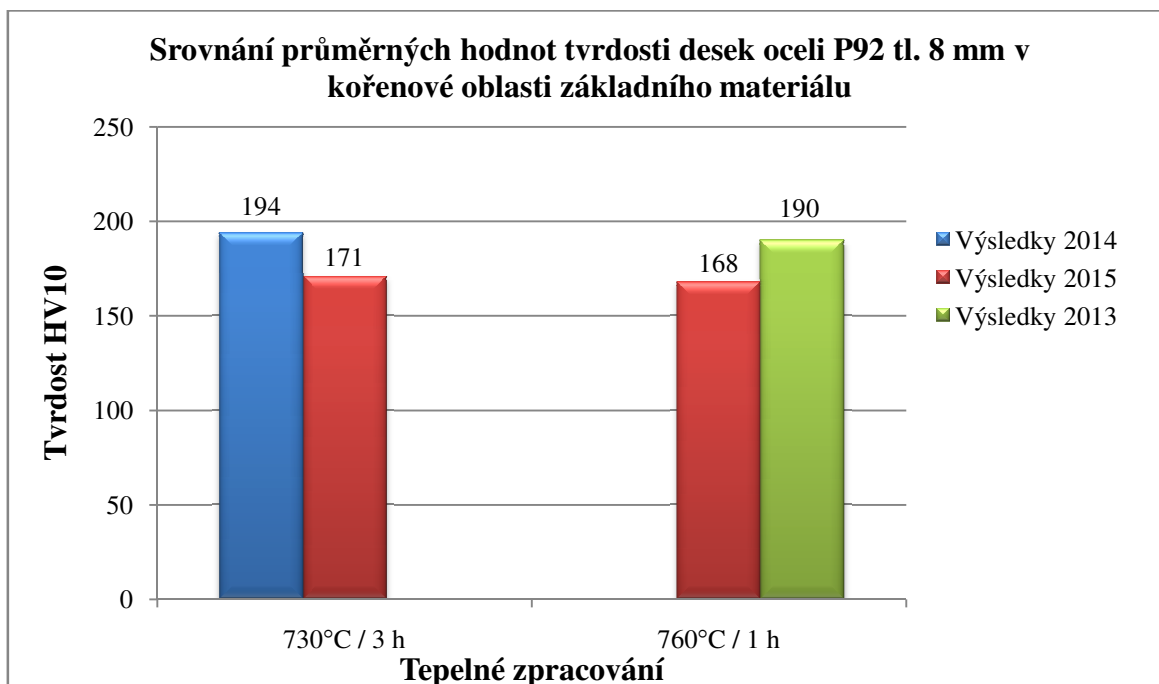
Graf 20 – Porovnání průměrných hodnot tvrdosti v podpovrchové vrstvě svarového kovu s předešlými výsledky



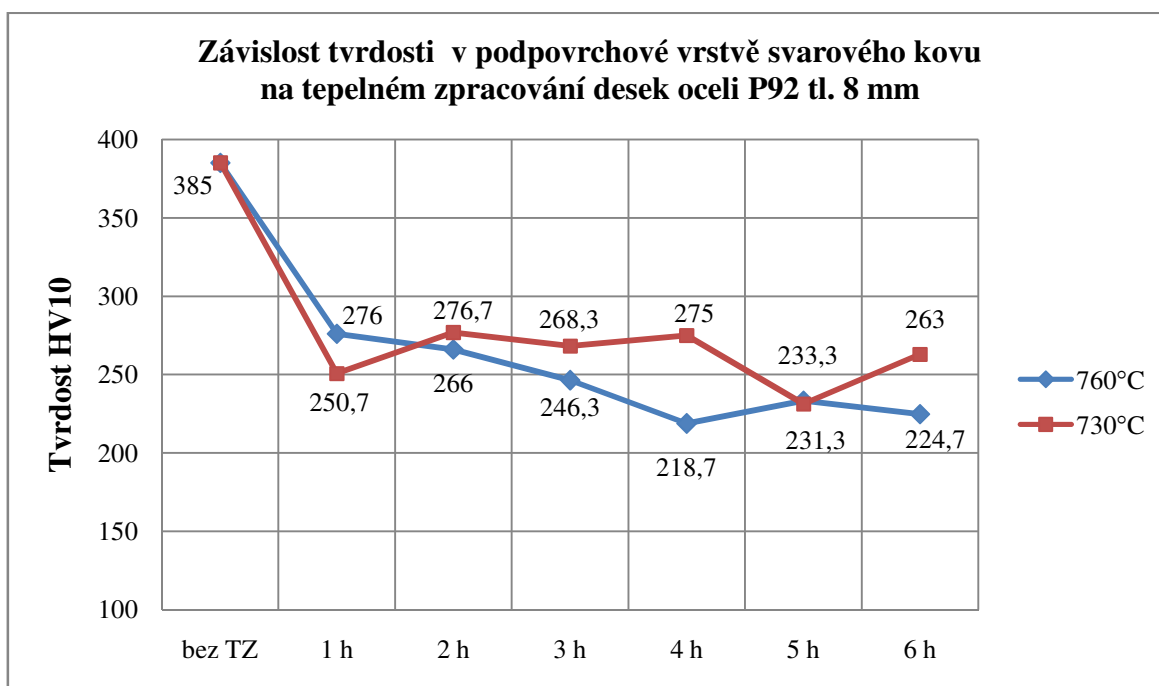
Graf 21 – Porovnání průměrných hodnot tvrdosti v kořenové vrstvě svarového kovu s předešlými výsledky



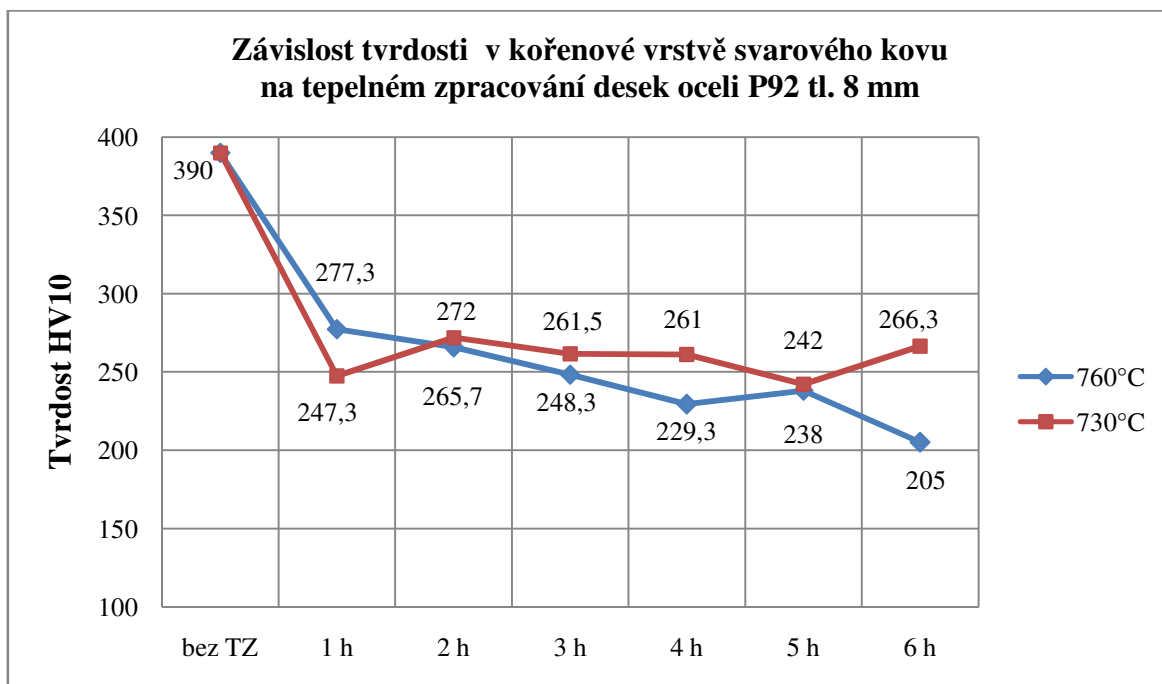
Graf 22 – Porovnání průměrných hodnot tvrdosti v podpovrchové vrstvě základního materiálu s předešlými výsledky



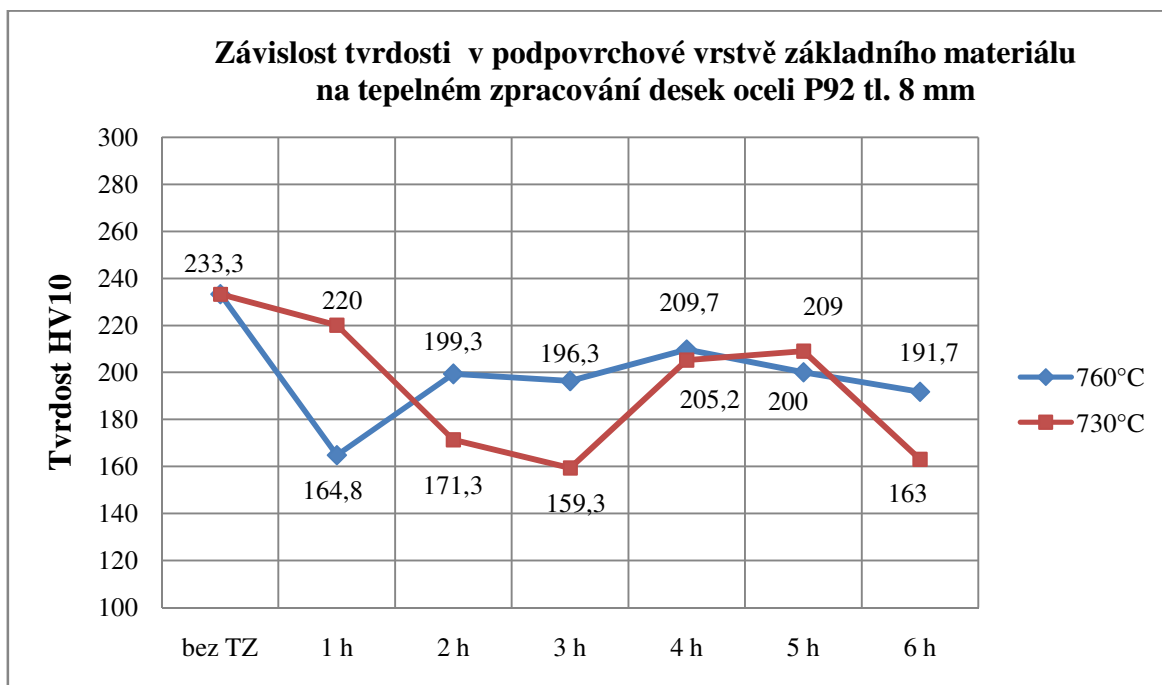
Graf 23 – Porovnání průměrných hodnot tvrdosti v kořenové vrstvě základního materiálu s předešlými výsledky



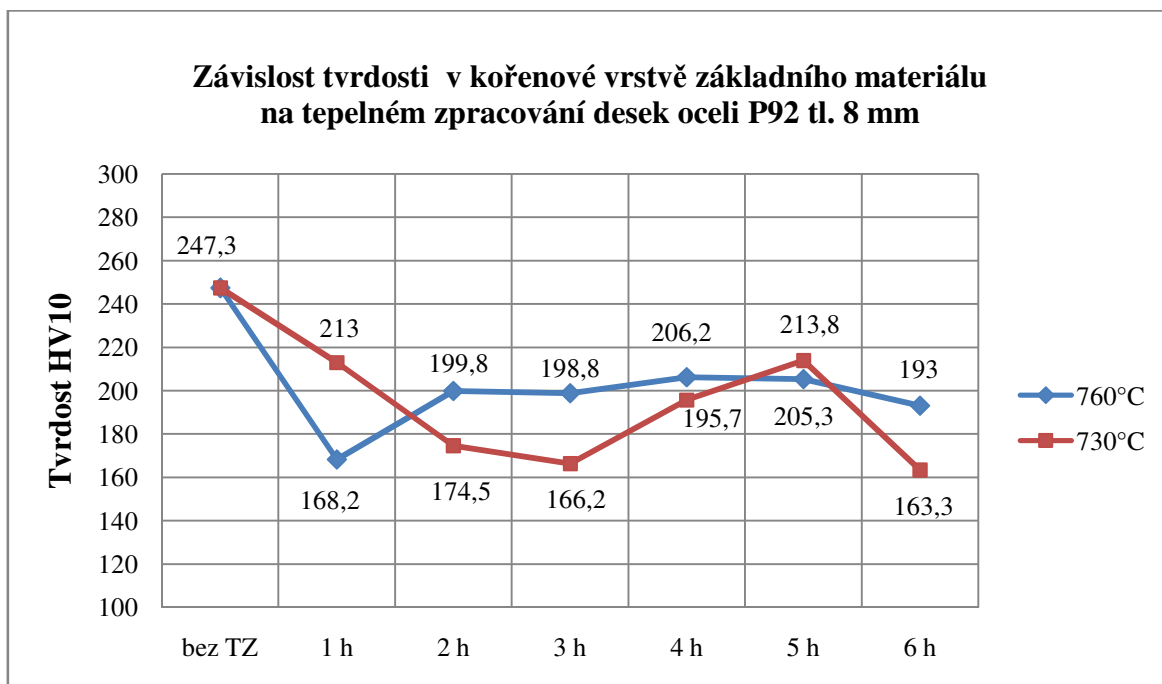
Graf 24 – Závislost tvrdosti v podpovrchové vrstvě svarového kovu na tepelném zpracování zkušebních desek, porovnání s předešlými experimenty



Graf 25 – Závislost tvrdosti v kořenové vrstvě svarového kovu na tepelném zpracování zkušebních desek, porovnání s předešlými experimenty



Graf 26 – Závislost tvrdosti v podpovrchové vrstvě základního materiálu na tepelném zpracování zkušebních desek, porovnání s předešlými experimenty



Graf 27 – Závislost tvrdosti v kořenové vrstvě základního materiálu na tepelném zpracování zkušebních desek, porovnání s předešlými experimenty

Tab. 18 – Přehled všech dosažených hodnot tvrdosti pro svarový kov

Tepelné zpracování	Tvrdost HV10		Tepelné zpracování	Tvrdost HV10	
	Podpovrchová vrstva	Kořenová vrstva		Podpovrchová vrstva	Kořenová vrstva
Bez TZ	385	390	Bez TZ	385	390
730°C / 1h	250,7	247,3	760°C / 1h	276	277,3
730°C / 2h	276,7	272	760°C / 2h	266	265,7
730°C / 3h	268,3	261,5	760°C / 3h	246,3	248,3
730°C / 4h	275	261	760°C / 4h	218,7	229,3
730°C / 5h	231,3	242	760°C / 5h	233,3	238
730°C / 6h	263	266,3	760°C / 6h	224,7	205

Tab. 19 - Přehled všech dosažených hodnot tvrdosti pro základní materiál

Tepelné zpracování	Tvrdost HV10		Tepelné zpracování	Tvrdost HV10	
	Podpovrchová vrstva	Kořenová vrstva		Podpovrchová vrstva	Kořenová vrstva
Bez TZ	233,3	247,3	Bez TZ	233,3	247,3
730°C / 1h	220	213	760°C / 1h	164,8	168,2
730°C / 2h	171,3	174,5	760°C / 2h	199,3	199,8
730°C / 3h	159,3	166,2	760°C / 3h	196,3	198,8
730°C / 4h	205,2	195,7	760°C / 4h	209,7	206,2
730°C / 5h	209	213,8	760°C / 5h	200	205,3
730°C / 6h	163	163,3	760°C / 6h	191,7	193

Výsledný průběh tvrdosti v podpovrchové i kořenové oblasti svarového kovu při tepelném zpracování 760°C poukazuje na to, že s prodlužující se dobou výdrže na této teplotě, dochází ke snížení hodnot tvrdosti HV10. Jedinou výjimkou bylo tepelné zpracování 760 °C po dobu 4 hodin, kdy hodnoty tvrdosti mírně klesaly pod stávající trend. V případě teploty 730 °C trend nevykazoval až tak klesající charakter, spíše se držel téměř v jedné linii. Mírný pokles byl zaznamenán při výdrži 5 hodin na teplotě 730 °C. Souhrnně vyšších hodnot tvrdosti ve svarovém kovu se dosáhlo tepelným zpracováním při 730 °C. Nejvýhodnějším tepelným zpracováním s ohledem na hodnoty tvrdosti ve svarovém kovu se jeví při 730 °C po době výdrže 4 hodiny.

Porovnávání tvrdosti základního materiálu bylo provedeno z hlediska ověření, zda použité zkušební desky měli markantně nižší tvrdost oproti deskám z předešlých experimentů. Zkušební desky použité v tomto experimentu vykazovaly řádově nižší hodnoty tvrdosti základního materiálu, jak v podpovrchové tak v kořenové oblasti svarového spoje. Z **grafu 26** jsou zřetelné propady trendu, které právě způsobily vložené hodnoty z experimentu této diplomové práce. Bez těchto hodnot by trend měl nejspíše mírně klesající charakter, tak jako tomu bylo v oblasti svarového kovu.

Z důvodu lepší přehlednosti a přesnější reprezentace výsledků jsou všechny dosažené hodnoty tvrdosti týkající se základního materiálu a svarového kovu uvedeny v **tabulce 18** a **19**.

10 DISKUZE DOSAŽENÝCH VÝSLEDKŮ

Podstatou mé diplomové práce bylo pomocí experimentu podložit, jaký bude vliv odlišných režimů tepelného zpracování na mechanické vlastnosti šesti zkušebních desek. Jako zkušební materiál byly použity desky o rozměrech 250 x 250 x 8 mm z martenzitické oceli P92. Každá ze zkušebních desek byla po svařování vystavena rozdílnému tepelnému zpracování o dvou teplotách, konkrétně 730 a 760 °C. Po dokončení procesu tepelného zpracování bylo nutno provést nedestruktivní a destruktivní kontrolu svarových spojů, aby bylo možno skutečně prokázat, jaký vliv má tepelné zpracování na jednotlivé mechanické vlastnosti zkoušených desek.

Nezbytnou podmínkou této diplomové práce bylo také vypracovat návrh WPQR. Do návrhu WPQR byla zařazena zkušební deska 1R – 2799, jejíž výsledné zkoušky byly vyhovující, což je velmi pozitivní zjištění. Zpracovaný návrh WPQR je uveden v **příloze A** diplomové práce.

Pro konečné srovnání jednotlivých mechanických vlastností s předešlými výsledky, nebyly některé z výsledných hodnot meze pevnosti a nárazové práce současného experimentu zakomponovány do konečných srovnávacích grafů.

V destruktivní kontrole, kde byly zjišťovány hodnoty meze pevnosti v tahu, bylo prokázáno, že vyšší teplota má vliv na snížení meze pevnosti v tahu zkušebních desek. V případě tohoto experimentu, výsledky tahových zkoušek ukázaly, že optimálnější volbou z hlediska pevnosti je volit teplotu 730° C. Z hlediska doby výdrže dochází také k výrazným změnám meze pevnosti. V celkovém zhodnocení závislosti meze pevnosti na tepelném zpracování byly ojediněle použity hodnoty z tohoto experimentu. Tyto hodnoty pak tvoří výrazný propad současného trendu. Z hlediska pevnosti se jako nejvýhodnější volba tepelného zpracování při 730 ° C jeví doba výdrže 4 nebo 5 hodin, kdy dochází k zachování dostatečně vysoké meze pevnosti v tahu. Naopak s ohledem na výsledky meze pevnosti v tahu není doporučeno volit teplotní režim s dobou výdrže 6 hodin.

Jako další hledisko v posuzování mechanických vlastností byla destruktivní zkouška rázem v ohybu, při které minimální hodnota nárazové práce je normou stanovena na 14 J. V tomto případě měla teplota tepelného zpracování opačný dopad než u výsledků meze pevnosti v tahu. Vyšší teplota měla vliv na vyšší hodnoty nárazové práce, jak ve svarovém kovu, tak v teplem ovlivněné oblasti svarového spoje.

Výsledný trend ukazuje, že s delší dobou výdrže na teplotě rostou hodnoty nárazové práce až do doby výdrže 6 hodin, kde je zaznamenán mírný pokles. Nevyhovujícím tepelným zpracováním se jevil režim při 730 °C po dobu 2 nebo 3 hodin, kdy výsledky nárazové práce patřily jednoznačně k těm nejnižším. Nejvyšších výsledků nárazové práce se dosáhlo tepelným zpracováním 730 °C po dobu výdrže 5 hodin, kdy hodnota činila 87 J. S ohledem na již uvažované vhodné výsledky hodnot meze pevnosti v tahu se nabízí opětovně zvolit tepelného zpracování 730 °C s dobou výdrže 4 nebo 5 hodin, kdy dosahujeme dostatečně vysokých hodnot nárazové práce a hodnot meze pevnosti v tahu ve svarovém kovu i v TOO svarového spoje.

Jako poslední z destruktivních kontrol byla provedena zkouška tvrdosti dle Vickerse. S ohledem na tvrdost by neměla být překročena maximální přípustná hranice 350 HV10 ve všech oblastech svarového spoje. Nejvyšší tvrdost byla prakticky u všech zkušebních desek naměřena ve svarovém kovu, ojediněle v teplem ovlivněné oblasti svarového spoje. V předešlých experimentech však byla naměřena nejvyšší tvrdost v teplem ovlivněné oblasti. Výsledky tohoto experimentu jsou ovlivněny již tvrdostí základního materiálu, která je velmi nízká, proto nebyla tvrdost v teplem ovlivněné oblasti v případě tohoto experimentu tak vysoká. Svarový kov nepodléhá ovlivnění od základního materiálu. Vzorky tepelně zpracované za teplot 760 °C vykazovaly nižších hodnot tvrdosti oproti vzorkům tepelně zpracovaným při 730 °C. Doba výdrže nemá zásadní vliv na snížení tvrdosti, rozptyl hodnot není značný.

K vyslovení konečného závěru, které z aplikovaných režimů tepelného zpracování mělo nejpříznivější vliv na výsledné mechanické vlastnosti zkušebních desek z oceli P92, je zapotřebí komplexního pohledu na hodnoty meze pevnosti v tahu, nárazové práce a tvrdosti. Souhrnně v závislosti na všech kritériích lze považovat zcela jednoznačně nejvýhodnější tepelné zpracování při 730 °C po dobu výdrže 4 hodiny.

11 ZÁVĚR

Modifikované martenzitické 9 % chromové oceli nacházejí své uplatnění především jako konstrukční materiály užívané v energetickém průmyslu. Přesněji se mohou využít pro velmi namáhané konstrukce, jako jsou například parovodní potrubí, nebo USC bloky tepelných elektráren. Jelikož svarové spoje těchto ocelí pracují za extrémně vysokých provozních podmínek, je nutné, aby za pomoci jistých technologických opatření byly dostatečně zajištěny vysoké hodnoty mechanických vlastností. Mezi nejznámější představitele 9 % Cr ocelí patří ocel P92. Ocel P92 patří k nejmodernějším a v posledních letech k nejzkoumanějším typům 9 % chromových ocelí, navzdory tomu není v odborné literatuře dostatek informací, týkajících se vlivu tepelného zpracování svarových spojů na jejich mechanické vlastnosti.

Hlavním cílem diplomové práce bylo ověřit, jaký bude vliv odlišných režimů tepelného zpracování na výsledné mechanické vlastnosti zkušebních desek o tloušťce 8 mm z oceli P92, které byly svařeny metodou TIG. Nejdříve bylo provedeno zhotovení zkušebních svarových spojů, na které byly následně aplikovány odlišné režimy tepelného zpracování. Po tepelném zpracování byly provedeny destruktivní i nedestruktivní kontroly, jejichž výsledky byly vyhodnoceny a uvedeny do grafů či tabulek. Výsledné hodnoty mechanických vlastností byly nakonec srovnány s výsledky předešlých experimentů, které se zabývaly totožnou problematikou.

Porovnáním průměrných hodnot mechanických vlastností naměřených v rámci této diplomové práce s předešlými experimenty se zjistilo, že některé z výsledků byly nevyhovující a to především hodnoty meze pevnosti v tahu. V průběhu experimentu se zjistila příčina nevyhovujících výsledků. Analýza mikrostruktury prokázala, že vstupní materiál byl před svařováním vyžhán na měkko. Z toho plyne, že všechny provedené destruktivní zkoušky byly provedeny správně. Pro prokazatelnější ověření vlivu různých režimů tepelného zpracování na zkušební desky o tloušťce 8 mm z oceli P92 by bylo vhodné provést opakovací zkoušky.

Důležitou podmínkou zadání diplomové práce bylo také zpracování WPQR, který měl potvrdit, zda byl aplikovaný režim tepelného zpracování vhodně zvolen s ohledem na splnění nutných podmínek kvalifikace. WPQR byl zhotoven pro zkušební desku 1R – 2799, která byla tepelně zpracovaná při 730° C po dobu výdrže 4 hodiny.

Výsledek zkoušky postupu svařování byl vyhovující. Znamená to, že svarové spoje zkušebních desek tloušťky 8 mm na oceli P92 mohou být svařeny postupem uvedeným v **příloze A** diplomové práce. Nejpodstatnější vliv má však výsledek zkoušky kvalifikace postupu svařování pro zúčastněný průmyslový podnik, který může dle tohoto způsobu zhotovit svarové spoje v rámci svých výrobních zakázek. Mimo jiné je velmi pozitivní, že po srovnání dostupných výsledků rovněž vyšlo najevo, že nejvýhodnějším režimem tepelného zpracování pro zkušební svarové spoje o tloušťce 8mm na oceli P92 je 730 °C s dobou výdrže 4 hodiny.

Poděkování

Na závěr věnuji mé poděkování doc. Ing. Petru Mohylovi, Ph.D. a panu Ing. Zdeňku Štorkánovi za poskytnutí cenných rad, které ve výsledku pomohly k lepšímu zpracování mé diplomové práce.

Moje poděkování zcela jistě patří i společnosti Flash Steel Power, a.s, která byla ochotna dodat zkušební vzorky. Následně bych poděkoval Katedře mechanické technologie, která zajistila provedení zkušebních svarových spojů. Závěrem bych také rád poděkoval zkušebním laboratořím Vítkovice testing center s. r. o. za provedení destruktivních zkoušek, jejichž výsledky byly zásadní pro experiment diplomové práce.

Bc. Ondřej Kašpar

12 SEZNAM LITERÁRNÍCH ZDROJŮ

- [1] MOHYLA, M. *Strojírenské materiály I*. 2. vyd. Ostrava: Vysoká škola báňská - Technická univerzita, 2006, 146 s. ISBN 80-248-0270-8.
- [2] KOUKAL, J. *Svařitelnost a vlastnosti svarových spojů 9% Cr modifikovaných žárupevných ocelí*. 1. vyd. Ostrava: VŠB - Technická univerzita Ostrava, 2011, 92 s. ISBN 978-80-248-2474-1.
- [3] *Žárupevné oceli a slitiny*. 1. vyd. V Žilině: ZUSI, 2002, 389 s. ISBN 80-968605-6-9.
- [4] KOUKAL, J. SCHWARZ, D. *Svařování ocelí pro energetiku*. Zváranie/Svařování, 1998, roč. 47, č. 6, s. 131 – 135, ISSN 0044 – 5525
- [5] *Přídavné materiály pro stavbu elektráren*. Publikace firmy Böhler Thyssen Schweisstechnik Deutschland GmbH
- [6] KUBOŇ, Z. FOLDYNA, V. *The effect of Nb, V, N and Al on the creep rupture strength of 9-12 % Cr steel*. Steel Research 66, 1995, No 0, s. 389-393
- [7] JAKOBOVÁ, A. a kol. Proc of VI th International Symposium on Creep resistant Metallic Materials, Kostelec, 1981
- [8] FOLDYNA, V. *Perspektivní nízkolegované a feritické Cr oceli pro jednotky velkých výkonů*. All for Power [online]. Ostrava: Konstrukce Media, 2008, 27.4.2009 14:46 [cit. 2015-04-25]. Dostupné z: <http://www.allforpower.cz/clanek/perspektivni-nizkolegovane-a-feriticke-cr-oceli-pro-jednotky-velkych-vykonu/>
- [9] TAHALA, T. SAKURAI, H. HORIMOTO, H. *Development of welding consumables for 9 Cr – 1,8 W steel designed for USC boiler tubes and pipes*. Materials for Advanced power engineering, Part I, 1994, s. 395-404
- [10] VODÁREK, V. *Fyzikální metalurgie modifikovaných (9-12)%Cr ocelí*. Ostrava: Vysoká škola báňská - Technická univerzita Ostrava, 2003, 163 s. ISBN 80-248-0329-1.
- [11] KIM, H.D. KIM, I.S. *Effect of austenizing temperature on microstructure and mechanical properties of 12% Cr steel*. ISU International, Vol.40, 1994, No 2, s. 198 – 204
- [12] FOLDYNA, V. PURMENSÝ, J. KUBOŇ, Z. *Development of low-alloy and 9 to 10% Cr Steel*. Proconf Int. conf. COMPAS, 1999, s. 187
- [13] JAKOBOVÁ, A. FOLDYNA, V. PURMENSÝ, J. *Vlastnosti výrobků z oceli P91 vyráběných v a.s. Vítkovice*. Sborník Progresivní materiály pro energetické a chemické strojírenství, 1993, Soláň
- [14] TURKDOAN, E.T. *Fundamentals of Steelmaking*. University Press, Cambridge, 1996
- [15] WILCOX, R.C. CHIN, B.A. *Journal of Nuclear Materials*, 1984, s. 122 - 123
- [16] HOSOI, Y. a kol. *Precipitation behavior of Laves phase and its effect on toughness of 9 Cr – 2 Mo ferritic martensitic steel*. Journal of Nuclear Materials, 1986, s. 461 - 467

- [17] JAKOBOVÁ, A. *Vývoj technologie výroby ocele a výkovků z nových typů modifikovaných Cr ocelí*, 1991, Vítkovice
- [18] HERNAS, A. *Žárupevné oceli a slitiny*. Ostrava: Vysoká škola báňská - Technická univerzita, 2009, 389 s. ISBN 978-80-248-2187-0.
- [19] OSGERBY, S. MCCARTNEY, L.N.: „*Steam oxidation of 9-12% Cr martensitic steels, characterisation and modelling the sparing of oxide scale*“, Proc. Materials for advanced power engineering 2002, J. Lecomte-Beckers et al. Eds, Forschungszentrum Jülich Liege 2002, III/1613.
- [20] ENNIS, P.J. QUADAKKERS, W.J.: „*The oxidation behaviour of ferritic and austenitic steels in simulated power plant environments*“, Proc. Materials for advanced power engineering, J.Lecomte-Beckers et al. Eds., Forschungszentrum Jülich, Liege 1998, 123
- [21] ENNIS, P.J. QUADAKKERS, W.J.: „*9-12 chromium steels: application limits and potential for further development*“, Proc. Parsons 2000, Advanced materials for 21 st century turbines and power plants, A. Strang et al. Eds., IOM, London 2000, 265
- [22] ENNIS, P.J. QUADAKKERS, W.J.: „*The steam oxidation resistance of 9.12% Cr steels*“, Proc. Materials for advanced power engineering 2002, J.Lecomte-Beckers et al. 2000, Advanced materials for 21 st century turbines and power plants, A. Strang et al. Eds, Forschungszentrum Jülich, Liege 2002, II/1131.
- [23] AQUILERO, A. MUELAS, R. SCARLIN, B. KNOEDLER, R.: „*Coatings for steam power under advanced conditions*“, Proc. Materials for advanced power engineering 2002, J.Lecomte-Beckers et al. Eds, J. Lecomte-Beckers et al. Eds, Forschungszentrum Jülich, Liege 2002, II/1143.
- [24] HERNAS, A.: *Rozprawa Habilitacyjna*, ZN Politechniki Śl., Hutnictwo, z. 38, Gliwice 1990.
- [25] SUMIMOTO, Metal Ind. Ltd.: *Výsledky výzkumných prací 1994 – 1996*.
- [26] LUNDIN, L. *High resolution microanalysis of creep resistant(9-12)% chromium steels*. PhD.Thesis, Goteborg, 1995
- [27] KUBOŇ, Z. FOLDYNA, V. VODÁREK, V. *Optimised chemical composition od 9-12 % Cr steels with respect to maximum creep resistance*. In Proc. Materials for advanced engineering, Liege, 1998,p.238
- [28] SOBOTKA, J. FOLDYNA, V.: Mater.VI Mezinárodní Symp. O žáropevných kovových materiálech, Kostelec (1981) 1.
- [29] PURMENSKÝ, J. FOLDYNA, V. KUBOŇ, Z.: *High Temperature Materials for Power Engineering*., Liege 1994.
- [30] HORNBOGEN, E. BARO, G. Archiv. Einsenhutt,44,1973, p.61
- [31] SCARLIN, R. B. BERGER, C. MAYER, K.H.: Proc.Int.Conf. *Mater. For Advanced Power engineering and other Application*, Liege 1994.

- [32] ISEDA, A. KUBOTA, M.: The Summimoto research, no 36, no. 40, 1998
- [33] MORIMOTO, H. TANAKA, T. aj.: *Welding Int.*, 13 (8) 1999.
- [34] ŠOHAJ, P. *Strukturní stabilita žárovevných ocelí a jejich svarů: Structural stability of creep – resistant steels and their weldments* [online]. Brno, 2009 [cit. 2015-04-27]. Dostupné z: <https://dspace.vutbr.cz/bitstream/handle/11012/6045/Diplomka.pdf?sequence=1&isAllowed=y>. Diplomová práce. Vysoké učení technické v Brně. Vedoucí práce prof. Ing. RUDOLF FORET, CSc.
- [35] DANIELSEN, H. K. HALD, J. *A thermodynamic model of Z-phase Cr(V,Nb)N, Computer Coupling of Phase Diagrams and Thermochemistry* 31, 2007, 505-514
- [36] MAZANCOVÁ, E. *Technické materiály I*. Vyd. 1. Ostrava: Vysoká škola báňská - Technická univerzita Ostrava, 2012, 1 CD-ROM. ISBN 978-80-248-2577-9.
- [37] Metallurgical evolution & creep strength of 9-12% Cr steels: Industrial partner : CEV-SETVAL VALLOUREC group. In: PANAIT, Clara. Centre des Matériaux [online]. 2010 [cit. 2015-04-27]. Dostupné z: <http://www.mat.mines-paristech.fr/Donnees/data10/1068-Panait.pdf>
- [38] HAJDÍK, J. *Svařitelnost a vlastnosti svarových spojů 9÷12% Cr modifikovaných žárovevných ocelí: autoreferát doktorské disertační práce*. 1. vyd. Ostrava: Vysoká škola báňská - Technická univerzita, 2011, 36 s. ISBN 978-80-248-2471-0.
- [39] HAJDÍK, J. SONDEL, M. SCHWARZ, D. *Nadstandartní požadavky na ověření vlastnosti svarových spojů při kvalifikaci postupů svařování*. In Sborník přednášek 12. Ročník odborného semináře Nové materiály, technologie a zařízení pro svařování, 2009, Ostrava: VŠB-TUO Ostrava, Český svářečský ústav s.r.o. Ostrava 2009, s.149-166. ISBN 978-80-248-2066-8.
- [40] HAJDÍK, J. MOHYLA, P. *Svarové spoje oceli P92 a jejich tepelné zpracování*. In Sborník přednášek svařovací den 2010 (odborný seminář), Ostrava, VŠB-Technická univerzita Ostrava, 2010, 1. Vydání, s.26-29. ISBN 978-80-248-2248-8.
- [41] KOUKAL, J. SCHWARZ, D. HAJDÍK, J. *Materiály a jejich svařitelnost*. 1. vyd. Ostrava: VŠB - Technická univerzita Ostrava, 2009, 240 s. ISBN 978-80-248-2025-5.
- [42] HINGLEDECKER, J. GANDY, D. *Advances in materials technology for fossil power plants: proceedings from the seventh International Conference*, October 22-25, 2013 Waikoloa, Hawaii, USA. Materials Park, Ohio: ASM International, 2014, 1 online zdroj (1520 pages). ISBN 978-1-62708-061-3.
- [43] PASTERNAK, J.: *Praca doktorska*, Politechnika Śl., Katowice 2000.
- [44] ZEMAN, M. BRÓZDA, PASTERNAK, J.: *Przegląd Spawalnictwa*, nr 6, 1999.
- [45] MOHYLA, P. HAVELKA, L. STERNADELOVÁ, K. *Oceli pro nadkritické bloky tepelných elektráren a jejich svařitelnost*. All for power: informační portál a časopis [online]. Ostrava, 2014 [cit. 2015-04-27]. Dostupné z: <http://www.allforpower.cz/UserFiles/file/flash.pdf>

- [46] ENNIS, CZYRSKA-FILEMONOWICZ a ZIELIŃSKA-LIPIEC. *Influence of heat treatments on microstructural parameters and mechanical properties of P92 steel*. Materials Science and Technology. Leeds: Maney Publishing, 2000.
- [47] ČSN EN ISO 15614-1. *Stanovení a kvalifikace postupů svařování kovových materiálů: Zkouška postupu svařování - Část 1: Obloukové a plamenové svařování ocelí a obloukové svařování niklu a slitin niklu*. Brno: Český normalizační institut, 2004. Dostupné z: http://csnonlinefirmy.unmz.cz/html_nahledy/05/73143/73143_nahled.htm
- [48] KLUG, M. *Vlastnosti svarových spojů oceli P92 v závislosti na režimu tepelného zpracování po svaření: Properties of P92 Welded Joint Depending on Post Weld Heat Treatment*. Ostrava, 2014. Diplomová práce. VŠB - Technická univerzita Ostrava. Vedoucí práce doc. Ing. Petr Mohyla, Ph.D.
- [49] MASTELA, T. *Studium mechanických vlastností svarových spojů oceli P92: Study Of Mechanical Properties Of P92 Welded Joints*. Student: Bc. Tomáš Mastela. Ostrava, 2012. Diplomová práce. VŠB - Technická univerzita Ostrava. Vedoucí práce doc. Ing. Petr Mohyla, Ph.D.
- [50] PETR, P. *Vliv tepelného zpracování na vlastnosti svarového spoje oceli P92, svařeného metodou 141: Influence of heat treatment on the properties of P92 welded joint, made by TIG welding*. Ostrava, 2013. Diplomová práce. VŠB - Technická univerzita Ostrava. Vedoucí práce doc. Ing. Petr Mohyla, Ph.D.

13 SEZNAM OBRÁZKŮ

Číslo	Popis	Strana	Zdroj
Obr. 1	<i>Schéma vývoje modifikovaných chromových ocelí</i>	9	[3, 4]
Obr. 2	<i>Možné oblasti použitelnosti nových martenzitických ocelí</i>	10	[5]
Obr. 3	<i>Závislost creepové pevnosti na obsahu Mo v 9% cr ocelích</i>	12	[8]
Obr. 4	<i>Změny tepelné vodivosti žárupevných ocelí</i>	16	[18]
Obr. 5	<i>Charakteristika rychlosti oxidace při teplotě 650 °C různých žárupevných ocelích, jako funkce obsahu Cr</i>	18	[24]
Obr. 6	<i>Částice karbidů $M_{23}C_6$ na rozhraní δ-ferit/martenzit, ocel HCM12A</i>	19	[10]
Obr. 7	<i>Příklad fáze MX, ocel P91, parametry popuštění: 750°C / 4 hod.</i>	20	[10]
Obr. 8	<i>Množství a teplotní podmínky výskytu karbidů $M_{23}C_6$ a Lavesovy fáze ve 12 % Cr ocelích s přidavkem wolframu</i>	21	[33]
Obr. 9	<i>Z - fáze obsažená v mikrostruktuře žárupevné martenzitické oceli</i>	22	[37]
Obr. 10	<i>ARA diagram oceli P92</i>	23	[42]
Obr. 11	<i>Teplotní režim v průběhu svařování a tepelné zpracování oceli P91 a P92</i>	25	[45]
Obr. 12	<i>Mikrostruktura oceli P92 při austenitizaci za 1070°C / 2 h a následném popouštění po dobu 2h za 715°C (a), 775°C (b) a 835°C (c)</i>	28	[46]
Obr. 13	<i>Mikrostruktura oceli P92 při tepelném zpracování 970 °C (a) a 1145 °C (b) po dobu 2h s následným popouštěním za teploty 775°C po dobu 2h.</i>	28	[46]
Obr. 14	<i>Mikrostruktura oceli P92 s feritickou maticí</i>	29	[46]
Obr. 15	<i>Porovnání meze pevnosti v tahu martenzitických a feritického vzorků oceli P92</i>	30	[46]
Obr. 16	<i>Zkušební kus pro tupý spoj na plechu s plným průvarem</i>	33	[47]
Obr. 17	<i>Schéma úpravy svarových ploch zkušebních desek</i>	40	[-]
Obr. 18	<i>Svařovací zdroj MagicWave 3000 Comfort G/F</i>	40	[-]
Obr. 19	<i>Zkušební deska tloušťky 8 mm z oceli P92</i>	41	[-]
Obr. 20	<i>Přenosný teploměr OMEGA HH11</i>	41	[-]
Obr. 21	<i>Pec na tepelné zpracování</i>	42	[-]
Obr. 22	<i>Schéma zkoušky tvrdosti tupého svarového spoje</i>	52	[-]

Obr. 23	<i>Příklad umístění vpichů na zkušební desce</i>	52	[-]
Obr. 24	<i>Makrostruktura vzorku 730/2/2, zvětšení 2x</i>	57	[-]
Obr. 25	<i>Makrostruktura vzorku 730/3/3, zvětšení 2x</i>	58	[-]
Obr. 26	<i>Makrostruktura vzorku 1R - 2799, zvětšení 2x</i>	58	[-]
Obr. 27	<i>Makrostruktura vzorku 730/6/4, zvětšení 2x</i>	58	[-]
Obr. 28	<i>Makrostruktura vzorku 760/1/1, zvětšení 2x</i>	58	[-]
Obr. 29	<i>Makrostruktura vzorku 760/5/5, zvětšení 2x</i>	58	[-]
Obr. 30	<i>Lisovací zařízení Struers ProntoPress – 20</i>	59	[-]
Obr. 31	<i>Mikroskop NEOPHOT 21</i>	60	[-]
Obr. 32	<i>Horní lící struktura svarového kovu vzorku 730/3/3, zvětšení 200x</i>	60	[-]
Obr. 33	<i>Mikrostruktura svarového kovu vzorku 730/3/3 ve 2/3 od povrchu, zvětšení 100x</i>	61	[-]
Obr. 34	<i>Mikrostruktura hranice ztavení v podpovrchové oblasti vzorku 730/3/3, zvětšení 100x</i>	61	[-]
Obr. 35	<i>Mikrostruktura základního materiálu vzorku 730/3/3, levá horní část od osy svaru, zvětšení 100x</i>	61	[-]
Obr. 36	<i>Mikrostruktura svarového kovu vzorku 730/3/3 v kořenové oblasti, zvětšení 200x</i>	62	[-]
Obr. 37	<i>Mikrostruktura hranice z tavení v kořenové části vzorku 730/3/3, zvětšení 100x</i>	62	[-]
Obr. 38	<i>Základní struktura vzorku 730/3/3 v kořenové oblasti, zvětšení 200x</i>	62	[-]
Obr. 39	<i>Struktura hranice ztavení s nálezem δ – feritu u vzorku 730/3/3 v kořenové oblasti, zvětšení 100x</i>	63	[-]
Obr. 40	<i>Vada ve svarovém kovu vzorku 730/3/3 ve 2/3 od povrchu, zvětšení 50x</i>	63	[-]
Obr. 41	<i>Mikrostruktura svarového kovu vzorku 760/1/1 v podpovrchové oblasti, zvětšení 100x</i>	63	[-]
Obr. 42	<i>Mikrostruktura teplem ovlivněné oblasti vzorku 760/1/1 v podpovrchové oblasti, zvětšení 100x</i>	64	[-]
Obr. 43	<i>Struktura hranice z tavení vzorku 760/1/1 v podpovrchové oblasti, zvětšení 200x</i>	64	[-]
Obr. 44	<i>Mikrostruktura základního materiálu vzorku 760/1/1 v podpovrchové oblasti, zvětšení 200x</i>	64	[-]
Obr. 45	<i>Mikrostruktura svarového kovu vzorku 760/1/1 v kořenové oblasti, zvětšení 100x</i>	65	[-]
Obr. 46	<i>Mikrostruktura teplem ovlivněné oblasti vzorku 760/1/1 v blízkosti kořene, zvětšení 100x</i>	65	[-]
Obr. 47	<i>Mikrostruktura základního materiálu vzorku 760/1/1 v kořenové oblasti, zvětšení 100x</i>	65	[-]

14 SEZNAM TABULEK

Číslo	Popis	Strana	Zdroj
Tab. 1	<i>Chemické složení vzorků oceli P92</i>	26	[46]
Tab. 2	<i>Detaily tepelného zpracování vzorků z oceli P92</i>	27	[46]
Tab. 3	<i>Kvantitativní kontrola mikrostruktury oceli P92 po odlišném tepelném zpracování a po zkouškách tečení</i>	29	[46]
Tab. 4	<i>Mechanické vlastnosti vzorků z P92 v závislosti na odlišném režimu tepelného zpracování</i>	30	[46]
Tab. 5	<i>Kontrola a zkoušení zkušebních kusů</i>	34	[47]
Tab. 6	<i>Chemické složení tavby 54380</i>	39	[-]
Tab. 7	<i>Hodnoty tvrdosti a mechanických vlastností tavby 54380 oceli P92 při 20 °C</i>	39	[-]
Tab. 8	<i>Hodnoty mechanických vlastností tavby 54380 oceli P92 při 350 °C</i>	39	[-]
Tab. 9	<i>Chemické složení přídavného materiálu</i>	39	[5]
Tab. 10	<i>Tepelné zpracování a mechanické vlastnosti přídavného materiálu</i>	39	[5]
Tab. 11	<i>Tepelné zpracování desek z oceli P92</i>	42	[-]
Tab. 12	<i>Výsledky kapilárních zkoušek desek z oceli P92</i>	43	[-]
Tab. 13	<i>Výsledky zkoušky prozářením desek z oceli P92</i>	44	[-]
Tab. 14	<i>Výsledky příčných tahových zkoušek zkoušených desek z oceli P92 při teplotě 20 °C</i>	45	[-]
Tab. 15	<i>Výsledky hodnot nárazové práce v závislosti na režimu tepelného zpracování</i>	48	[-]
Tab. 16	<i>Výsledky zkoušek tvrdosti v kořenové a podpovrchové vrstvě zkoušených desek tloušťky 8 mm z oceli P92</i>	53	[-]
Tab. 17	<i>Vyhodnocení makrostruktury desek z oceli P92 o tloušťce 8 mm</i>	57	[-]
Tab. 18	<i>Přehled všech dosažených hodnot tvrdosti pro svarový kov</i>	77	[-]
Tab. 19	<i>Přehled všech dosažených hodnot tvrdosti pro základní materiál</i>	77	[-]

15 SEZNAM GRAFŮ

Číslo	Popis	Strana	Zdroj
Graf 1	<i>Porovnání průměrných hodnot meze pevnosti v tahu všech svařených desek v závislosti na režimu tepelného zpracování</i>	46	[-]
Graf 2	<i>Závislost průměrných hodnot meze pevnosti v tahu na různých režimech tepelného zpracování</i>	46	[-]
Graf 3	<i>Srovnání průměrných hodnot nárazové práce zkušebních desek s vrubem umístěným ve svarovém kovu VWT 0/2</i>	49	[-]
Graf 4	<i>Závislost průměrných hodnot nárazové práce zkušebních desek s vrubem umístěným ve svarovém kovu - VWT na různých režimech tepelného zpracování</i>	49	[-]
Graf 5	<i>Srovnání průměrných hodnot nárazové práce zkušebních desek s vrubem umístěným v TOO VHT 2/2 na různých režimech tepelného zpracování</i>	50	[-]
Graf 6	<i>Závislost nárazové práce na různých režimech tepelného zpracování zkušebních desek s vrubem umístěným v TOO - VHT</i>	50	[-]
Graf 7	<i>Výsledné hodnoty tvrdosti v podpovrchové oblasti při tepelném zpracování 730 °C</i>	54	[-]
Graf 8	<i>Výsledné hodnoty tvrdosti v podpovrchové oblasti při tepelném zpracování 760 °C</i>	54	[-]
Graf 9	<i>Výsledné hodnoty tvrdosti v kořenové oblasti při tepelném zpracování 730 °C</i>	55	[-]
Graf 10	<i>Výsledné hodnoty tvrdosti v kořenové oblasti při tepelném zpracování 760 °C</i>	55	[-]
Graf 11	<i>Porovnání průměrných hodnot R_m při tepelném zpracování 730 °C</i>	67	[-]
Graf 12	<i>Porovnání průměrných hodnot R_m při tepelném zpracování 760 °C</i>	68	[-]
Graf 13	<i>Závislost meze pevnosti na různých režimech tepelného zpracování zkušebních desek</i>	68	[-]
Graf 14	<i>Porovnání průměrných hodnot nárazové práce VWT při tepelném zpracování 730 °C</i>	69	[-]
Graf 15	<i>Porovnání průměrných hodnot nárazové práce VHT při tepelném zpracování 730 °C</i>	70	[-]
Graf 16	<i>Porovnání průměrných hodnot nárazové práce VWT při tepelném zpracování 760 °C</i>	70	[-]
Graf 17	<i>Porovnání průměrných hodnot nárazové práce VHT při tepelném zpracování 760 °C</i>	71	[-]
Graf 18	<i>Závislost nárazové práce VWT na různých režimech tepelného zpracování zkušebních desek</i>	71	[-]
Graf 19	<i>Závislost nárazové práce VHT na různých režimech tepelného zpracování zkušebních desek</i>	72	[-]
Graf 20	<i>Porovnání průměrných hodnot tvrdosti v podpovrchové vrstvě svarového kovu s předešlými výsledky</i>	73	[-]
Graf 21	<i>Porovnání průměrných hodnot tvrdosti v kořenové vrstvě svarového kovu s předešlými výsledky</i>	74	[-]

Graf 22	<i>Porovnání průměrných hodnot tvrdosti v podpovrchové vrstvě základního materiálu s předešlými výsledky</i>	74	[-]
Graf 23	<i>Porovnání průměrných hodnot tvrdosti v kořenové vrstvě základního materiálu s předešlými výsledky</i>	75	[-]
Graf 24	<i>Závislost tvrdosti v podpovrchové vrstvě svarového kovu na tepelném zpracování zkušebních desek, porovnání s předešlými experimenty</i>	75	[-]
Graf 25	<i>Závislost tvrdosti v kořenové vrstvě svarového kovu na tepelném zpracování zkušebních desek, porovnání s předešlými experimenty</i>	76	[-]
Graf 26	<i>Závislost tvrdosti v podpovrchové vrstvě základního materiálu na tepelném zpracování zkušebních desek, porovnání s předešlými experimenty</i>	76	[-]
Graf 27	<i>Závislost tvrdosti v kořenové vrstvě základního materiálu na tepelném zpracování zkušebních desek, porovnání s předešlými experimenty</i>	77	[-]

16 SEZNAM PŘÍLOH

Označení	Název	Počet listů
Příloha A	<i>Protokol o kvalifikaci postupu svařování (WPQR)</i>	5
CD – ROM	<i>Protokoly destruktivních a nedestruktivních zkoušek a záznamy o svařování</i>	-

Příloha A – Protokol o kvalifikaci postupu svařování (WPQR)

WPQR – PROTOKOL O KVALIFIKACI POSTUPU SVAŘOVÁNÍ	Akreditovaný postup	Registrační č.	č. WPQR
	IMP č. 2	1R - 2799	1P - 2799

VÝROBCE	ZKUŠEBNÍ ORGÁN

NORMA: ČSN EN ISO 15614 - 1			
Doplňkové požadavky mimo rozsah normy:		PED – ES 97 /23EC, ČSN EN 13480	
Postup svařování výrobce:		P92/8	
Datum svařování:	17.09.2014	Místo svařování:	Český svářečský ústav s.r.o.
Jméno Svářeče:	Jiří Gongol	Klasifikace svářeče:	EN 287 – 1 141 TBW 6 S t4, 0D48,0 H-L045 ss nb

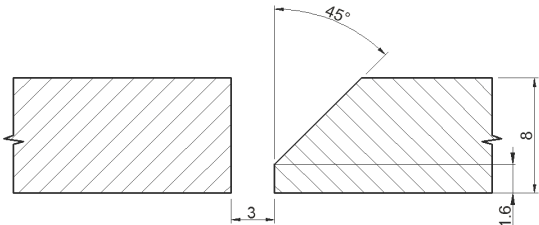
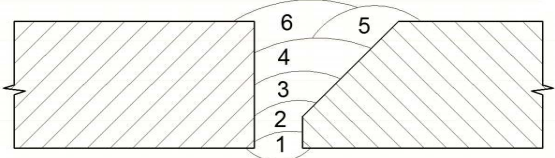
ZÁKLADNÍ MATERIÁL(Y)			
Značka dle standardu:		X10CrWMoVNB9-2 dle EN 10216-2	
Další označení:		P92	
Číslo materiálové skupiny:		-	
Dodací podmínky:		ČSN EN ISO 10216-2	
Tloušťka:		8,0 mm	Vnější průměr: -

SVAŘOVACÍ MATERIÁL(Y)					
Index	Typ	Označení výrobce	Výrobce	Norma: Klasifikace	Režim sušení
A	Svařovací drát	Thermanit MTS 616	Böhler	EN 12070-WZ CrMoWVNB 9 0,5 1,5	-
B	Ochranný plyn	Argon 4.6	SIAD	EC: 231-174-0	-

SVAŘOVACÍ PODMÍNKY			
Typ svarového spoje:	Tupý svar na plechu (BW)	Označení spoje:	1R – 2799
Způsob přípravy úkosu:	Frézováním	Způsob čištění:	Broušením, kartáčováním
Metoda svařování:	141	Poloha svařování:	PA
Prodloužení (typ, materiál, rozměry):	-	Drážkování kořene:	-
Wolframová elektroda (Typ/Velikost):	WC 20 / Ø 2,4 mm	Množství:	11 l / min
Ochrana svaru (Index SM):	B	Množství:	-
Ochrana kořene (Index SM):	-	Vzdálenost kontaktní špičky:	7 mm
Rozkyn (šířka housenky):	-	Sklon hořáku:	-
Údaje o pulzním svařování:	-	Způsob přenosu kovu:	-
Další informace (je-li požadováno):	Stehováno před svařováním		

Příloha A – Protokol o kvalifikaci postupu svařování (WPQR)

WPQR – PROTOKOL O KVALIFIKACI POSTUPU SVAŘOVÁNÍ	Akreditovaný postup	Registrační č.	č. WPQR
	IMP č. 2	1R - 2799	1P - 2799

SCHÉMA SPOJE / JOINT DESIGN					POSTUP SVAŘOVÁNÍ / WELDING SEQUENCE				
									
PARAMETRY SVAŘOVÁNÍ / WELDING PARAMETERS									
Svarový spoj /housenka	Metoda svařování	Index SM	Průměr (mm)	Proud (A)	Napětí (V)	Typ proudu/polarita	Rychlost svařování (mm·s ⁻¹)	Interpass teplota (°C)	Tepelný příkon (kJ·mm ⁻¹)
1	141	A+B	2	90	10 – 10,5	DC/-	1,16	244	0,49
2	141	A+B	2	105	9,7 – 10,5	DC/-	1,30	254	0,51
3	141	A+B	2	105	9,7 – 10,5	DC/-	1,15	270	0,58
4	141	A+B	2	105	9,7 – 10,5	DC/-	0,91	270	0,73
5	141	A+B	2	105	9,7 – 10,5	DC/-	0,97	235	0,68
6	141	A+B	2	105	9,7 – 10,5	DC/-	0,89	250	0,74
7	141	A+B	2	105	9,7 – 10,5	DC/-	0,86		0,77
Další informace:		Zdroj: Fronius Magic Wave 3000 Comfort G/F Multimetr: OMEGA HHM599, S. No.: 04000062 Teploměr: OMEGA HH11, S.No.: T263285							

TEPELNÉ ZPRACOVÁNÍ / HEAT TREATMENT			
PŘI SVAŘOVÁNÍ / DURING WELDING		PO SVAŘOVÁNÍ / AFTER WELDING (PWHT)	
Teplota předehřevu:	240 °C	Rychlost ohřevu:	100 °C /1h
Interpass teplota:	max. 300 °C	Teplota/Čas výdrže:	730 °C / 4 h
Teplota/Čas dohřevu:	250 °C / 2 h	Rychlost ochlazování:	100 °C /1h
Další informace:	-	Další informace:	-

Příloha A – Protokol o kvalifikaci postupu svařování (WPQR)

WPQR – PROTOKOL O KVALIFIKACI POSTUPU SVAŘOVÁNÍ	Akreditovaný postup	Registrační č.	č. WPQR
	IMP č. 2	1R - 2799	1P - 2799

VÝSLEDKY ZKOUŠEK

NEDESTRUKTIVNÍ ZKOUŠKY

Zkouška	Prováděcí předpis	Požadavek dle předpisu	Provedl	Číslo protokolu	Výsledek
Vizuální kontrola VT	ČSN EN ISO 17637	ČSN EN ISO 5817 Stupeň jakosti B	ČSÚ s.r.o Ostrava	1R-2799/VTP	Vyhovující
Zkouška kapilární PT	ČS EN ISO 3452 -1	ČSN EN ISO 23277	Controllest s.r.o	ČSÚ/226- PT/2014	Vyhovující
Zkouška prozáření RT	ČSN EN ISO 17636-1 B	ČSN EN ISO 10675-1 Stupeň přípustnosti 1	Controllest s.r.o	ČSÚ/227- RT/2014	Vyhovující

DESTRUKTIVNÍ ZKOUŠKY

Příčná zkouška tahem						
Prováděcí předpis:		ČSN EN ISO 6892-1			Číslo protokolu:	18899M14 Vítkovice Testing center s.r.o
Požadavek dle předpisu:		ČSN EN ISO 15614-1			Výsledek:	Vyhovující
Vzorek	Teplota [°C]	R _m [MPa]	Re [MPa]	A[%]	Z [%]	Místo porušení
Požadavek:	+20	Min. 620	-	-	-	-
2799 / T1	+20	661	-	-	-	mimo svar
2799 / T2	+20	665	-	-	-	mimo svar

Zkouška ohybem							
Prováděcí předpis:		ČSN EN ISO 5173			Číslo protokolu:	18899M14 Vítkovice Testing center s.r.o	
Požadavek dle předpisu:		ČSN EN ISO 15614-1			Výsledek:	Vyhovující	
Vzorek	Teplota [°C]	Ø trnu [mm]	Vzdálenost mezi podpěrnými válečky [mm]	Úhel ohybu [°]	Tažená strana	Výsledek	Pozn.
Požadavek:	+20	45	69	180	-		
2799/O1	+20	45	69	180	Kořen	Vyhovující	Bez trhlin
2799/O2	+20	45	69	180	Kořen	Vyhovující	Bez trhlin
2799/O1	+20	45	69	180	Kořen	Vyhovující	Bez trhlin
2799/ O2	+20	45	69	180	Kořen	Vyhovující	Bez trhlin

Příloha A – Protokol o kvalifikaci postupu svařování (WPQR)

WPQR – PROTOKOL O KVALIFIKACI POSTUPU SVAŘOVÁNÍ	Akreditovaný postup	Registrační č.	č. WPQR
	IMP č. 2	1R - 2799	1P - 2799

Zkouška rázem v ohybu							
Prováděcí předpis:		ČSN EN ISO 148 - 1				Číslo protokolu:	18899M14 Vítkovice Testing center s.r.o
Požadavek dle předpisu:		ČSN EN ISO 15614-1, ČSN EN 13480				Výsledek:	Vyhovující
Vzorek	Teplota [°C]	Umístění vzorku	Jednotlivé hodnoty [J]			Průměr [J]	Poznámky
Požadavek:	+20	-	-	-	-	min. 14	
2799 / T1	+20	VWT 0/2	47	44	48	46	5 · 10, KV ₂
2799 / T2	+20	VHT 2/2	68	64	50	61	5 · 10, KV ₂

Zkouška tvrdosti								
Prováděcí předpis:			ČSN EN ISO 9015-1			Číslo protokolu:	18899M14 Vítkovice Testing center s.r.o	
Požadavek dle předpisu:			ČSN EN ISO 15614-1			Výsledek:	Vyhovující	
Vzorek	max. ZM	max. TOO	max. SK	max. TOO	max. ZM	Umístění jednotlivých vpichů viz protokol. Č 18899M14 Vítkovice Testing Center s.r.o		
	max. 350 HV10							
Požadavek:								
2799 / H1	210	248	282	277	205			
2799 / H2	195	240	262	263	206			

Zkouška makrostruktury			
Prováděcí předpis:	ČSN EN ISO 17639	Číslo protokolu:	P/3456/14 Vítkovice Testing center s.r.o
Požadavek dle předpisu:	ČSN EN ISO 15614-1 a ČSN EN ISO 5817	Výsledek:	Vyhovující
Požadavek:	Vady na zkušebním kusu se musí pohybovat v rozsahu stupně jakosti B dle ČSN EN ISO 5817, kromě vad č. 502, 503, 504, 5214, které mohou být v rozsahu stupně jakosti C.		
Poznámky:	Vady nebyly na zkušebních kusech identifikovány		

Příloha A – Protokol o kvalifikaci postupu svařování (WPQR)

WPQR – PROTOKOL O KVALIFIKACI POSTUPU SVAŘOVÁNÍ	Akreditovaný postup	Registrační č.	č. WPQR
	IMP č. 2	1R - 2799	1P - 2799

POTVRZENÍ

Výsledky zkoušek jsou vyhovující	
Inspekci provedl a protokol vystavil:	
Potvrzuje se, že zkušební svary byly uspokojivě připraveny, svařovány a zkoušeny v souladu s podmínkami výše uvedených předpisů, respektive zkušebních norem	
VÝROBCE	ZKUŠEBNÍ ORGÁN
Datum:	Datum:
Razítko:	Razítko:
Podpis:	Podpis:
Převzal:	Schválil:

KVALIFIKACE

Kvalifikace postupu svařování byla provedena ve smyslu bodu 3.1.2 přílohy č.1 k nařízení vlády č. 26/2003 Sb., u tlakových zařízení kategorií II,III, IV, stanovených k posuzování schody podle § 12 ods. 1 zákona 22/1997 Sb. Ve znění pozdějších předpisů, citovaným nařízením vlády.

Kvalifikace
Datum: 19.12.20144
Razítko:
Schválil: